ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
СУРОВ И.Е.

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

Вальтер А.И., Раев А.В. Экспериментальные исследования свойств песчано-глинистых смесей 3
Дельцов С.В., Богданов О.В., Сивков В.Л. Снижение газовой пористости в отливках из алюминиевых сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур 6
Чичков С.А. Новое поколение сварочных головок типа ГНС для сварки неповоротных стыков трубопроводов диаметром 3...310 мм 9

Кузнечно-штамповочное производство

Кухарь В.Д., Ткач О.А. Осадка кольца в матрицу различной геометрии 12
Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Зубарев В.Ю. Оценка предельных возможностей формообразования тройников из трубных заготовок в разъемных матрицах 18
Поляков А.П., Поляков П.А. Расчет поврежденности композита при выдавливании с учетом изменения формы поперечного сечения волокон . . . 21
Демьяненко Е.Г., Попов И.П. Совершенствование процесса формовки тонкостенных осесимметричных деталей из конических заготовок 26

Прокатно-волочильное производство

Логинов Ю.Н., Зуев А.Ю. Формоизменение и сопротивление деформации анизотропной непрерывно-литой меди 32

Материаловедение и новые материалы

Костерев В.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю., Коновалов С.В. Закономерности формирования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С 38
Муравьёв В.И., Мельничук А.Ф., Бахматов П.В. Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций 42

Информация

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2010 г. 46

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 1 January 2011

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

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

Editorial Assistants:
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
SUROV I.E.

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

Casting and Welding Productions

Val'ter A.I., Raev A.V. Experimental researches of properties of sand-clay mixes 3
Del'tsov S.V., Bogdanov O.V., Sivkov V.L. Reduction of gas porosity in castings of aluminium alloys crystallized in wide temperature range 6
Chichkov S.A. New generation welding heads for mechanized orbital welding of butt joins of pipelines with diameter 3...310 mm 9

Forging and Stamping Productions

Kuhar' V.D., Tkach O.A. Ring blank shortening process in matrix of various geometry 12
Davydov O.Yu., Egorov V.G., Zubarev V.Yu. Estimation of limiting possibilities of forming of tees from pipe billets in composite dies 18
Polyakov A.P., Polyakov P.A. Calculation of composite damage during extrusion taking into account change of form of transverse section of fibers 21
Dem'yanenko E.G., Popov I.P. Improvement of forming process of axial symmetric thin-walled parts from cone billets 26

Rolling and Drawing Productions

Loginov Yu.N., Zuev A.Yu. Forming and deformation resistance of anisotropic continuously cast copper 32

Physical Metallurgy and New Materials

Kosterev V.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Efimov O.Yu., Konovalov S.V. Formation regularities of structure, phase composition and dislocation substructure during thermomechanical strengthening 38
Murav'ev V.I., Mel'nichuk A.F., Bakhmatov P.V. Influence of diffusive processes of interaction between powder particles of alloy 2M2A and sheet billets from alloy VT20 on properties of composite structures 42

Information

Index of the articles published in year 2010 46

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

УДК 621.744.002

А.И. Вальтер, А.В. Раев *(Тульский государственный университет)*

Экспериментальные исследования свойств песчано-глинистых смесей*

Приведены результаты экспериментальных исследований газопроницаемости, твердости и прочности на сжатие с использованием метода математического планирования эксперимента.

The results of experimental researches gas permeability, hardness and durability on compression by mathematical planning of experiment method are presented.

Ключевые слова: песчано-глинистые смеси; метод планирования эксперимента; матрица планирования; уравнение регрессии.

Keywords: sand-clay mixes; planning of experiment method; matrix of planning; regression equation.

В последние годы в связи с истощением разведанных и освоенных запасов исходных формовочных материалов некоторые заводы вынуждены работать на низкосортных глинах и песках с высоким содержанием глинистой составляющей. Иногда для повышения прочности во влажном состоянии применяют песчано-глинистые смеси с содержанием глины до 25 %. При этом резко уменьшается газопроницаемость смесей, растет их осыпаемость и прочность в сыром состоянии, что приводит к увеличению дефектности отливок, а именно засоров, газовых раковин и горячих трещин.

Например, ряд заводов применяют смолы мочевинофенолформальдегидных классов, которые вследствие низкой термостойкости способствуют увеличению брака отливок по засорам и газовым раковинам. Смолы этого класса содержат повышенное количество летучих аммиака, фенола и формальдегида, которые выделяются в процессе смесеприготовления и при заливке, что существенно ухудшает условия труда и загрязняет окружающую среду.

При использовании жидкостекольных смесей возможны два противоположных положения: при малом содержании связующего низкая прочность и высокая осыпаемость смесей приводит к увеличению количества засоров, при повышенном содержании жидкого стекла (свыше 7 %) заметно возрастает остаточная прочность смеси (до 10^6 Па), что резко повышает трудоемкость выбивки стержней из отливок [1].

Испытания проводили на основе метода планирования эксперимента. Под планированием эксперимента понимается постановка опытов по заранее составленной схеме, обладающей какими-то оптимальными свойствами. При этом варьируются все исследуемые факторы одновременно, а влияние неизвестных или не включенных в исследование факторов определяется с помощью особых статистических приемов.

Математические методы применяют не только на последнем этапе исследования, при обработке результатов наблюдений, а на всех этапах при формализации априорных сведений, перед постановкой опытов, при планировании эксперимента и обработке его результатов, анализе полученных зависимостей, а также при принятии решений. Таким образом, планирование эксперимента представляет собой эффективный подход к исследованию, в котором математическим методам отводится активная роль.

Матрица планирования для трех факторов приведена в табл. 1 [2].

В табл. 1 столбцы x_1, x_2, x_3 образуют матрицу плана. Эти столбцы задают планирование, по ним непосредственно определяют условия опытов. Комбинации факторов: x_1x_2, x_1x_3, x_2x_3, $x_1x_2x_3$, определяющие их взаимодействие, также приведены в табл. 1.

Испытывали образцы из специально подготовленной песчано-глинистой смеси. Образцы были изготовлены так, чтобы можно было получить комбина-

* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 09-08-99032-р_офи и гранта губернатора Тульской области 3_1 2008, Р.

1. Матрица планирования 2^3 и результатов опытов

Точка плана	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$
1	+	–	–	–	+	+	+	–
2	+	+	–	–	–	–	+	+
3	+	–	+	–	–	+	–	+
4	+	+	+	–	+	–	–	–
5	+	–	–	+	+	–	–	+
6	+	+	–	+	–	+	–	–
7	+	–	+	+	–	–	+	–
8	+	+	+	+	+	+	+	+

2. Уровни факторов и интервалы варьирования

Уровень факторов	Обозначение	Песок, %	Глина, %	Каменный уголь, %
		x_1	x_2	x_3
Основной	0	85	12	3
Интервал варьирования	x_k	5	4	1
Верхний	+	90	16	4
Нижний	–	80	8	2

ции значений параметров, указанные в строках матрицы плана эксперимента.

Для определения газопроницаемости и прочности на сжатие применяли образцы диаметром и высотой 50 мм, которые изготовляют уплотнением смеси с помощью лабораторного копра. Газопроницаемость определяли на приборе мод. 042 путем пропускания воздуха при комнатной температуре через образец, находящийся в гильзе, а прочность на сжатие – на рычажном приборе по образцам, прошедшим испытание на газопроницаемость. Исследуемая область эксперимента по принятым факторам приведена в табл. 2.

В каждой точке факторного пространства опыт повторялся по 3 раза. Порядок испытаний образцов определен с помощью таблицы случайных чисел.

Однородность дисперсии проверяли с помощью критериев Фишера, Кохрена, Бартлета [2].

В результате математической обработки результатов эксперимента получили следующие уравнения регрессии.

Регрессионное уравнение газопроницаемости:

$$y = 183 - 12x_2 + 12x_3 - 26x_1x_3. \quad (1)$$

На рис. 1 представлена поверхность отклика газопроницаемости, которая имеет максимум при содержании песка – 80 %, глины – 8 % и минимум при содержании песка – 80 %, глины – 16 %. На рис. 2 приведены линии равных уровней газопроницаемости и области условных минимума и максимума.

Регрессионное уравнение прочности на сжатие:

$$y = 0{,}33 + 0{,}06x_1 + 0{,}121x_3 + 0{,}065x_1x_2 + \\ + 0{,}085x_1x_3 - 0{,}074x_2x_3 + 0{,}102x_1x_2x_3. \quad (2)$$

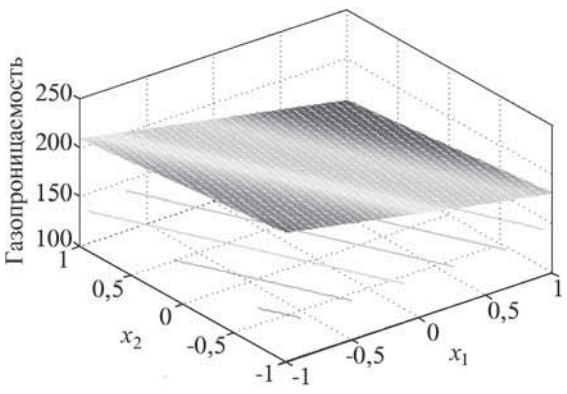


Рис. 1. Поверхность отклика газопроницаемости в зависимости от изменения содержания песка x_1 и глины x_2

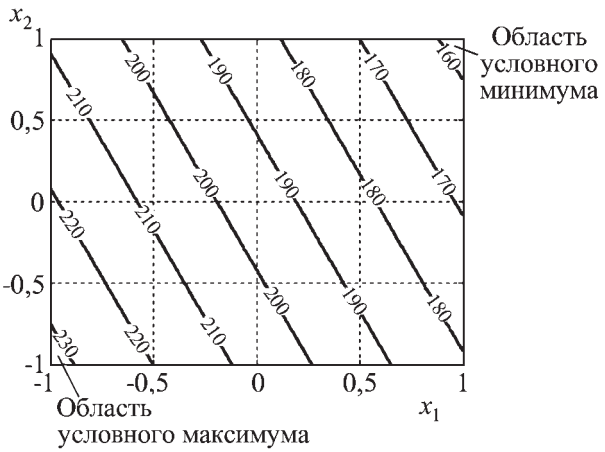


Рис. 2. Линии равных уровней газопроницаемости

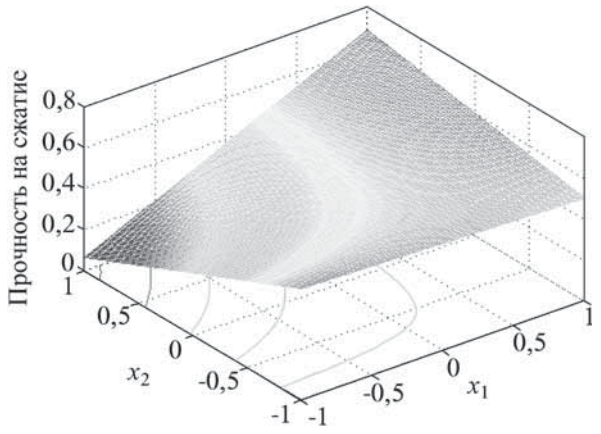


Рис. 3. Поверхность отклика прочности на сжатие в зависимости от изменения содержания песка x_1 и глины x_2

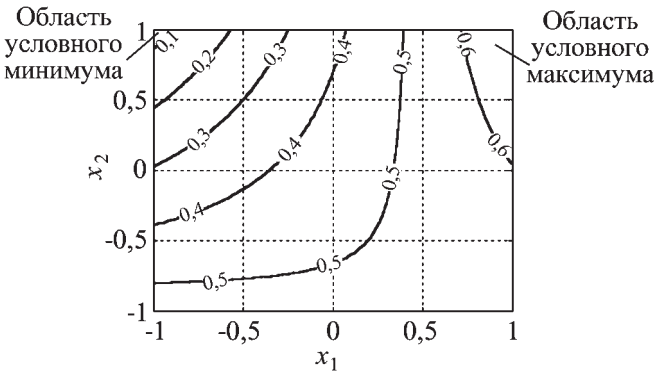


Рис. 4. Линии равных уровней прочности на сжатие

На рис. 3 представлена поверхность отклика по прочности, которая имеет максимум при содержании песка – 90 %, глины – 16 % и минимум при содержании песка – 80 %, глины – 16 %. На рис. 4 приведены линии равных уровней прочности области условных минимума и максимума.

Регрессионное уравнение твердости:

$$y = 60{,}8 + 6{,}3x_1 + 5{,}5x_3 - 2{,}9x_1x_2 - 10x_2x_3 + 9{,}3x_1x_2x_3 . \quad (3)$$

На рис. 5 представлена поверхность отклика по твердости, которая имеет максимум при содержании песка – 80 %, глины – 8 % и минимум при содержании песка 80 %, глины 16 %. На рис. 6 приведены линии равных уровней твердости и области условных минимума и максимума.

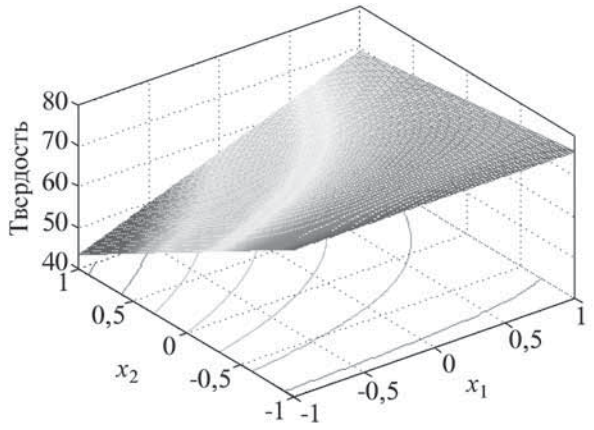


Рис. 5. Поверхность изменения отклика твердости смеси в зависимости от изменения содержания песка x_1 и глины x_2

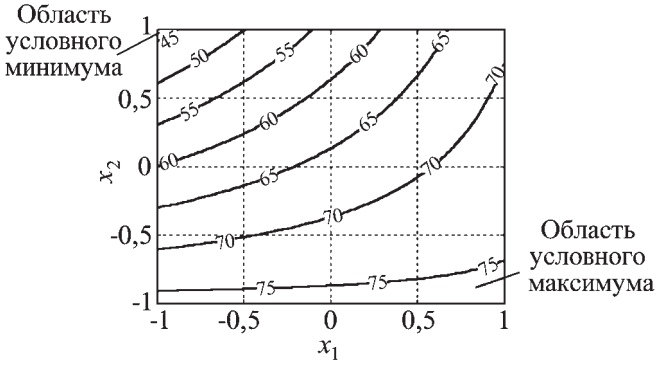


Рис. 6. Линии равных уровней твердости

Полученные экспериментальные данные могут быть использованы в практических расчетах технологии литья в песчано-глинистые смеси.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Производство** стальных отливок: учеб. для вузов / Л.Я. Козлов и др.; под общ. ред. Л.Я. Козлова. М.: МИСиС, 2005. 351 с.

2. **Кацев П.Г.** Статистические методы исследования. М.: Машиностроение, 1974.

Александр Игоревич Вальтер, д-р техн. наук,
valter.alex@rambler.ru;
Александр Владимирович Раев, студент

УДК 621.74

С.В. Дельцов *(ОАО "НАЗ "Сокол", г. Нижний Новгород),*
О.В. Богданов, В.Л. Сивков *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Снижение газовой пористости в отливках из алюминиевых сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур

Предложено для снижения газоусадочной пористости оптимизировать объем питающей системы и температуру заливки при получении отливок из алюминиевых сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур. Рассмотрены особенности алюминиевого сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) с точки зрения формирования усадочных и газовых дефектов.

Proposed to reduce the gas-shrinkage porosity to optimize the amount of the supply system and the pouring temperature upon receipt of cast aluminum alloys crystallizing in wide temperature range. Features of aluminum alloy AM4,5Kd (VAL10) in terms of formation of shrinkage and gas defects are considered.

Ключевые слова: газовая пористость; усадочная пористость; алюминиевые сплавы; кристаллизация в широком интервале температур; питающая система; твердая корка металла; математическое моделирование.

Keywords: gas porosity; shrinkage porosity; aluminum alloys; crystallization in wide temperature range; feeding system; solid crust of metal; mathematical modeling.

В конструкции современных летательных аппаратов для повышения "массовой эффективности" широко применяют высокопрочные алюминиевые сплавы для изготовления отливок ответственного назначения. Один из наиболее распространенных – АМ4,5Кд (ВАЛ10). Легирующие элементы данного сплава позволяют добиться более высоких эксплуатационных характеристик литых заготовок, по сравнению с другими алюминиевыми сплавами, такими как АК7ч (АЛ9) и АМ5 (АЛ19), используемыми при производстве деталей для авиационной техники.

Сплав АК7ч (АЛ9) содержит алюминий, кремний, магний, а сплав АМ5 (АЛ19) – алюминий, медь, марганец и титан, которые образуют интерметаллидные фазы, в частности $TiAl_3$. Эти фазы совместно с $CuAl_2$ формируют твердый каркас по границам дендритных зерен и придают сплаву повышенную жаростойкость. Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) кроме меди и титана содержит кадмий в количестве 0,07...0,25 % и имеет более сложный, чем у сплава АМ5 (АЛ19), фазовый состав и также обладает повышенной жаростойкостью.

Однако высокое содержание легирующих элементов, особенно наличие в составе кадмия, способствует развитию усадочной пористости в отливке в результате увеличения интервала затвердевания данного сплава, составляющего 110 °С [1]. В то время как, например, алюминиевый сплав АК7ч (АЛ9) имеет интервал кристаллизации, равный 33 °С. Широкий интервал затвердевания также приводит к замедлению образования твердой корочки на поверхности отливки, наличие которой могло бы препятствовать проникновению газов, образующихся при воздействии высоких температур расплава на влагу формы, в тело отливки.

Контроль литых заготовок, получаемых в ОАО "НАЗ "Сокол" из сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10), показал значительное количество дефектов усадочного характера и газовой пористости, устранение которых повышает себестоимость производства отливок и время их изготовления.

Об образовании дефектов усадочного характера и газовых пор при формировании отливок подробно изложено в работе [2], в которой указано, что усадочная пористость представляет собой скопление мелких усадочных раковин, рассредоточенных по всей или значительной части отливки. Образуются такие микропоры преимущественно на отливках из сплавов, кристаллизующихся в большом интервале температур в массивных и медленно охлаждающихся частях отливок.

Формирование усадочной пористости в отливках происходит на морфологической стадии твердожидкого затвердевания, когда между отдельными дендритами и их ветвями оказываются участки расплава, изолированные от основной массы жидкого металла в центральной зоне отливки. При затвердевании таких изолированных объемов компенсация усадки не происходит, и образуются небольшие усадочные раковины, как представлено на рис. 1.

Усадочные поры, как правило, заполнены газом (обычно водородом), так что правильнее оценивать газоусадочную пористость. Анализ газов, экстрагированных из алюминия и его сплавов, показал, что доля водорода в них составляет 70...80 %; 10...15 % CO; 5...8 % CO_2; 3...5 % N_2 и до 5 % – другие газы.

Существенное влияние на растворимость газов в металлах оказывает размерный фактор атомов метал-

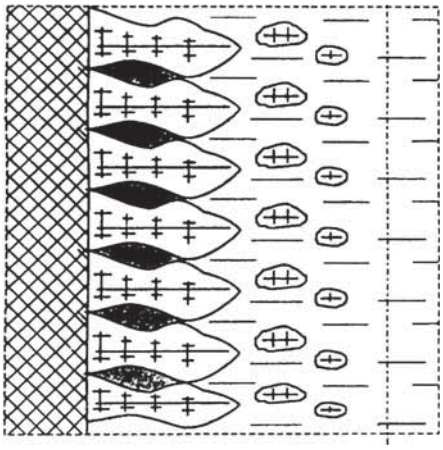


Рис. 1. Схема образования усадочной пористости (заштрихованные изолированные области между дендритами) в отливках

ла и растворяющегося газа, поэтому азот и водород имеют различную растворимость (у азота размеры атома существенно больше, чем у водорода). Алюминий склонен к газовой пористости, что, очевидно, связано с малым коэффициентом распределения в нем водорода.

Выделению растворенных в металле газов в усадочных порах способствует создание разрежения в процессе их образования. По закону Сивертса

$$C_{\text{г}} = k\sqrt{P_{\text{г}_2}}$$

создающееся в микрообъемах разрежение снижает парциальное давление растворенного газа $P_{\text{г}_2}$, а следовательно, приводит и к снижению концентрации растворенного газа $C_{\text{г}}$, в результате чего происходит выделение газа в порах (k – коэффициент пропорциональности).

Не только наличие усадочной пористости является фактором, способствующим увеличению газовых дефектов в отливке, но и возрастание растворимости газа с ростом температуры (рис. 2). Оно обусловлено тем, что переходу газа в раствор металла в атомарном состоянии предшествует диссоциация молекулы газа в адсорбированном состоянии, а повышение температуры способствует ускорению диссоциации газовых молекул.

Поэтому для фазовых переходов в металлах, особенно при переходе из жидкого состояния в твердое,

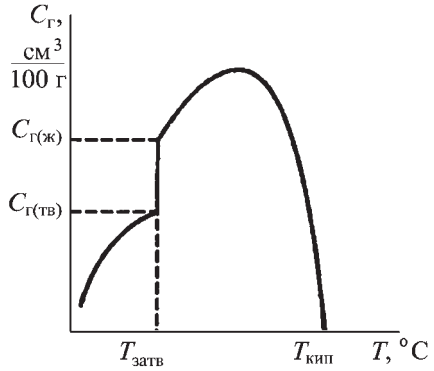


Рис. 2. Зависимость растворимости газа в металле от температуры

наблюдается скачкообразное изменение растворимости газа. Как показано на рис. 2, при температуре затвердевания концентрация газа в жидком состоянии $C_{\text{г(ж)}}$ намного больше, чем в твердом состоянии $C_{\text{г(тв)}}$. Для алюминия концентрация водорода в жидком состоянии составляет 0,690 см^3/100 г, а в твердом – 0,036 см^3/100 г, т.е. в 19 раз меньше.

Технологические приемы, снижающие газовую и газоусадочную пористость, вытекают из механизма образования данных дефектов. Сокращение объема расплава, проходящего через форму, приводит к уменьшению времени взаимодействия расплава с влагой, содержащейся в форме, а значит, и снижению количества образовавшихся газов, которые могут проникнуть в тело отливки.

Ускорение образования твердой корочки на поверхности отливки препятствует проникновению газов из формы в тело отливки. Уменьшение объема расплава, заливаемого в форму, позволяет оптимизировать температуру заливки, тем самым снизив воздействие высоких температур расплава на влагу формы и ускорив образование корочки на поверхности отливки.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания отливки способствует увеличению температурных градиентов, а следовательно, уменьшению протяженности твердожидкой зоны. Таким образом, может быть достигнуто и уменьшение газоусадочных пор, так как время нахождения расплава в интервале кристаллизации также сократится.

Уменьшение времени взаимодействия расплава с влагой формы, ускорение образования корочки на поверхности отливки, увеличение скорости охлаждения и затвердевания отливки можно достигнуть снижением металлоемкости питающей системы, что дает возможность оптимизировать температуру заливки расплава в форму.

В условиях ОАО "НАЗ "Сокол" для повышения выхода годного металла были проведены эксперименты на отливке "дуга" из сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10), получаемой литьем в разовые сырые песчано-глинистые формы. Плавку проводили в печи электросопротивления. Рафинирование расплава осуществляли сухим газообразным аргоном в печи продувкой в течение 10...15 мин. Для определения газонасыщенности сплава брали технологическую вакуумную пробу, позволяющую качественно, путем сравнения с эталонами, судить о степени газонасыщенности сплава.

Отливку изготовляли в условиях мелкосерийного производства. Формовочная смесь содержала кварцевый песок (93...95 %) и глину формовочную бентонитовую (5...7 %). Влажность формы перед заливкой составляла 2,5...4,5 %.

Для оформления полостей в лапах дуги использовали стержни, в которых в качестве крепителя применяли жидкое стекло. Влажность стержней – 2...6 %. Смесь в опоке уплотняли пневматической трамбовкой. Заливку сплава в форму осуществляли ручными ковшами. Трехмерная модель отливки "дуга" представлена на рис. 3.

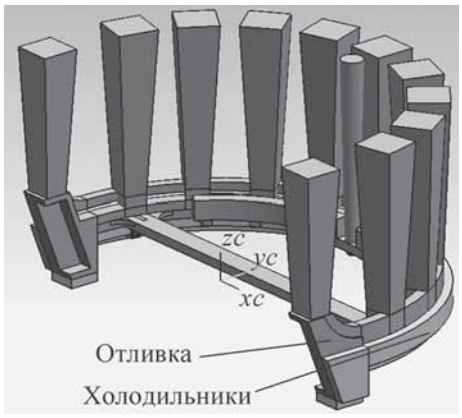


Рис. 3. Трехмерная модель отливки "дуга"

На рис. 4 представлен один из участков отливки, в котором наиболее выражена газовая и газоусадочная пористость. В этой части поверхность формы прогревается жидким металлом с трех сторон, что приводит к увеличению объема газов, выделившихся из формы, и замедляет образование твердой корочки металла на поверхности отливки. Уменьшение образования газов в форме и проникновение их в тело отливки может быть достигнуто снижением нагрева формы в процессе ее заполнения и во время затвердевания, а также ускорением образования твердой корочки металла на поверхности отливки.

Для отливки "дуга" была рассчитана питающая система с учетом заливки расплава с различными температурами его перегрева. Прибыли для отливки "дуга" рассчитывали по формуле Б.Б. Гуляева:

$$V_{\text{п}} = \frac{3\alpha V_{\text{о}}}{2\sigma\beta\left(1-3\frac{\alpha}{\sigma}\right)}\left[1+\sqrt{1+\left(1-3\frac{\alpha}{\sigma}\right)\left(\frac{8}{3}\frac{m\beta R^3(1-n)}{\alpha V_{\text{о}}}\right)^2}\right], \quad (1)$$

где α – коэффициент усадки, %; $V_{\text{о}}$ – объем отливки, м^3; σ – коэффициент запаса; $\beta = 1 + n + n^2$; m – коэффициент геометрии прибыли; R – радиус отливки, м; n – коэффициент формы области усадочной раковины.

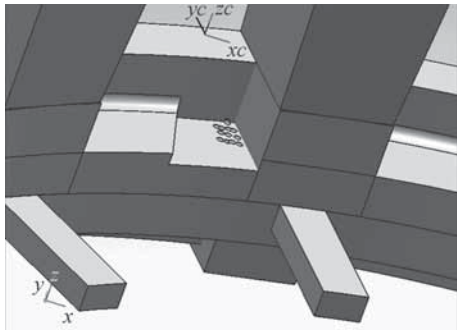


Рис. 4. Участок отливки с газоусадочной пористостью

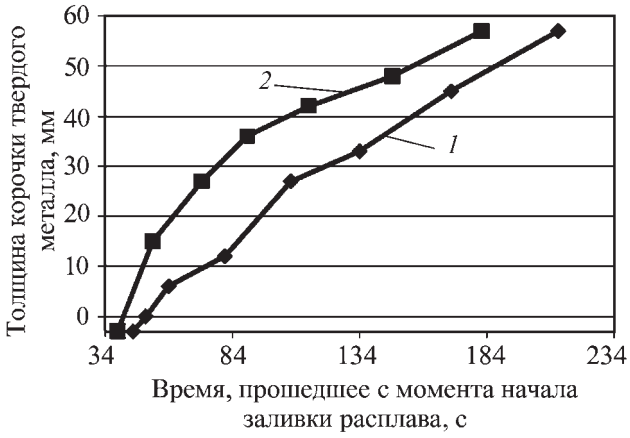


Рис. 5. Скорость нарастания корочки твердого металла на поверхности отливки по контрольной (*1*) и опытной (*2*) технологиям

Расчеты показали, что объем прибылей не должен превышать 0,005 м^3. По действующей технологии для питания отливки была предусмотрена установка 11 прибылей, суммарный объем которых составил 0,021 м^3, что значительно превышало расчетные данные. Такой большой объем питающей системы обусловлен особенностями сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10), в отливках из которого необходимо обеспечить отдельное питание каждого теплового узла для снижения газоусадочной пористости.

Учитывая результаты расчета и специфику данного сплава, было предложено, не изменяя числа и расположения прибылей, уменьшить их налив по высоте на 100 мм. Соотношение размеров прибыли (высоты h и поперечного размера в нижнем сечении $d_{\text{п}}$) для контрольной технологии составляло 6,6, а для опытной – 4,8. Оптимальное соотношение размеров прибыли $\frac{h}{d_{\text{п}}} = 1{,}5\ldots2{,}0$ [2].

Математическое моделирование затвердевания отливки "дуга" в программном комплексе LVMFlow по контрольной технологии (высота прибылей 365 мм) и по опытной технологии (высота прибылей 265 мм) дало следующие результаты. Дефекты усадочного характера в теле отливки уменьшились на 70...75 % и локализовались в ее массивной части. Общая масса отливки с прибылями снизилась от 129,65 до 107,35 кг. Время затвердевания отливки уменьшилось от 20 до 15 мин.

Из рис. 5 видно, что время образования корочки твердого металла на поверхности отливки снизилось для опытной технологии по сравнению с контрольной.

Для обеспечения расчетного ресурса и надежности отливок авиационного назначения из алюминиевых сплавов их проверяют на отсутствие внутренних (скры-

тых) и наружных дефектов неразрушающими методами контроля: рентгеногаммаграфией и люминесцентным контролем. Отливки, полученные по опытной технологии в условиях ОАО "НАЗ "Сокол", дали значительное уменьшение газоусадочных дефектов, что подтверждается результатами рентгеноконтроля.

Выводы

1. Ускорение образования твердой корочки на поверхности отливки уменьшило газовую пористость примерно в 2 раза, что подтверждено рентгеноконтролем.

2. Уменьшение времени нахождения расплава в интервале кристаллизации на 25...30 % позволило локализовать усадочные поры в массивной части отливки, а дефекты усадочного характера сократились на 70...75 % и выход годного металла увеличился на 15...17 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Справочник** по свойствам сплавов и материалов для расчетов в системе автоматизированного моделирования литейных процессов (САМ ЛП) "Полигон". 2006.

2. **Тимофеев Г.И.** Теория формирования отливки. Нижний Новгород: Нижегород. гос. техн. ун-т, 2005. 142 с.

Сергей Вячеславович Дельцов, главный металлург;
Олег Владимирович Богданов, аспирант;
Владимир Лаврентьевич Сивков, д-р техн. наук,
mlp@nntu.nnov.ru

УДК 621.791.039+658.512.011.56:681.3

С.А. Чичков *(ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)*

Новое поколение сварочных головок типа ГНС для сварки неповоротных стыков трубопроводов диаметром 3...310 мм

Статья посвящена разработке ряда сварочных головок, инверторного источника тока и аппаратуры управления для автоматизированной орбитальной сварки аргонно-дуговым методом (MIG/MAG) с помощью компьютерного цифрового прототипирования. Описаны некоторые проблемы орбитальной сварки трубопроводов малых диаметров, технические характеристики головок, ряд нововведений и усовершенствований в их конструкции, а также преимущества данного комплекса.

Developing and designing of the new welding heads, inventor and programmable control unit for GTAW mechanized orbital welding are considered. Some problems of the orbital welding technology are shown. The digital prototyping technology are used while development. This equipment were specially designed for high quality, high performance orbital welding of butt joints of steel or aluminum alloys pipelines for aerospace and other purposes. Programmable control unit provide flexible control of the welding parameters.

Ключевые слова: орбитальная сварка; дуговая сварка в защитных газах; пневмогидросистемы летательных аппаратов; автоматизированное оборудование; сварочные головки; цифровой прототип; трехмерное моделирование; 3D; САПР; конструирование; визуализация; Autodesk Inventor.

Keywords: orbital welding; gas-shielded arc welding; pneumatic hydrosystems of flying vehicles; automated equipment; welding heads; digital prototype; 3D modeling; CAD; design; vizualization; Autodesk Inventor.

Современный подход к созданию изделий машиностроения, работающих на жидком топливе или использующих теплообменные системы, невозможен без применения разветвленных сетей трубопроводов, основным методом получения неразъемных соединений которых является дуговая сварка в защитных газах. Поэтому требования качества и надежности, предъявляемые к таким комплексам, относятся и к сварным соединениям трубопроводов.

Многолетний опыт показал, что применение ручной сварки сопряжено с нестабильностью качества сварных соединений, что особенно недопустимо в условиях агрегатной и общей сборки комплексов и их частей из-за ограниченной контролепригодности соединений.

Кроме того, соединения трубопроводов, выполненные ручной сваркой, обладают пониженным ресурсом работы.

Высокоэффективным методом получения качественных неразъемных соединений в монтажных условиях является автоматическая орбитальная сварка трубопроводов.

Только ее применение способно обеспечить высокие требования по качеству сварных соединений. Однако автоматическая орбитальная сварка – это сложная техническая задача в части обеспечения стабиль-

ности формирования шва в различных пространственных положениях в условиях теплового насыщения металла трубопровода.

Эта задача еще более усложняется при сварке трубопроводов из алюминиевых сплавов из-за особых физико-химических свойств металла, таких как: высокая жидкотекучесть и химическая активность, малое поверхностное натяжение, а также из-за склонности к возникновению дефектов в виде пористости и оксидных включений.

Установлено, что в процессе сварки на расплавленный металл сварочной ванны действуют силы, соотношение которых определяет условие формирования шва.

При орбитальной сварке это соотношение непрерывно меняется, обусловливая неравномерность формирования шва по периметру стыка и возможность образования дефектов шва (вогнутости с внутренней стороны, подрезов, неравномерности усиления шва и других), что приводит к резкому снижению механических свойств и вибростойкости сварного соединения.

При сварке в нижнем положении поверхность сварочной ванны занимает горизонтальное положение, что создает благоприятные условия для формирования шва, так как жидкий металл удерживается на свариваемой поверхности под действием силы поверхностного натяжения.

Сварка в вертикальном положении "на спуск" характеризуется тем, что направление силы тяжести жидкого металла и направление сварки совпадают, сварочная ванна подтекает под столб дуги, что уменьшает глубину проплавления. При сварке в вертикальном положении "на подъем" направление силы тяжести жидкого металла противоположно направлению сварки, сварочная ванна вытекает из-под столба дуги, увеличивая при этом глубину проплавления.

При сварке в потолочном положении поверхность ванны занимает горизонтальное положение, и металл ванны удерживается силами поверхностного натяжения и давления дуги.

Таким образом, можно утверждать, что равновесие сварочной ванны в различных пространственных положениях определяется, в основном, действием трех сил: силой давления дуги, силой поверхностного натяжения жидкого металла сварочной ванны и силой массы сварочной ванны.

Рис. 6. Инверторный источник питания МИИ-100

Задача качественного формирования шва усложняется при сварке трубопроводов малого диаметра, что обусловлено ускоренным теплонасыщением свариваемого соединения.

Для управления силами, действующими на сварочную ванну, разработан комплекс методов и средств, обеспечивающих стабильное формирование шва при орбитальной сварке.

Применительно к сварке труб малого диаметра можно выделить следующие основные методы:

• стабилизация и автоматическое регулирование тепловложения в процессе сварки, осуществляемое по заданной программе в зависимости от объема сварочной ванны и ее положения в пространстве;

• сварка с автопрессовкой, основанная на сокращении объема жидкого металла в сварочной ванне и обеспечивающая формирование усиления шва с помощью дополнительных проходов без подачи присадочного металла;

• сварка с импульсным тепловложением, обеспечивающая наиболее оптимальную форму сварочной ванны.

Для реализации перечисленных методов орбитальной сварки трубопроводов из сталей и алюминиевых сплавов диаметром 3...310 мм создано автоматизированное быстропереналаживаемое оборудование, включающее в себя четыре типоразмера сварочных головок, аппаратуру управления процессом сварки и источник питания сварочной дуги.

Одними из основных элементов трубосварочного оборудования являются навесные головки, габаритные размеры и функциональные возможности которых определяют, как правило, возможность орбитальной сварки конкретных систем трубопроводов.

Конструкция головок для сварки труб диаметром 3...14 и 270...310 мм приведена на рис. 1 и 2 (см. обложку), а их технические характеристики – в таблице.

Некоторыми нововведениями являются реализация съемного привода для уменьшения массы головки при установке на трубу перед сваркой (рис. 3, см. обложку) и конструкция зажима (рис. 4, см. обложку).

Конструкцию головок разрабатывали с помощью внедренной технологии цифровых прототипов, что позволило сократить сроки разработки и потребность в изготовлении физических образцов (рис. 5, см. обложку).

Для питания сварочной дуги создан малоамперный инверторный источник МИИ-100, который обеспечивает возможность сварки на постоянном и переменном токах, в постоянном и импульсном режимах (рис. 6).

Для управления приводами сварочной головки и выполнения цикла сварки в автоматическом режиме используется микропроцессорная аппаратура управления "Гелиос 03" (рис. 7).

Трубосварочное оборудование обеспечивает реализацию следующего цикла сварки:

Рис. 7. Блок управления "Гелиос 03"

– предварительная продувка магистралей и сварочной горелки инертным газом;

– бесконтактное возбуждение сварочной дуги;

– плавное нарастание тока дуги до заданного значения и выдержка при этом значении тока стабилизации размеров сварочной ванны;

– подача присадочной проволоки одновременно с началом движения сварочной горелки или на определенный промежуток времени раньше;

– плавное снижение до нуля сварочного тока в конце процесса сварки;

– отключение подачи инертного газа через заданный промежуток времени после выключения дуги.

При этом обеспечивается стабилизация всех параметров режима сварки, включая напряжение на дуге, а также их значение, при необходимости, по заданной программе.

Головки обладают минимальными габаритными размерами и массой, что позволяет применять их для орбитальной сварки в стесненных монтажных условиях.

Снижение габаритных размеров и массы головок достигнуто в результате применения шаговых двигателей, что позволило отказаться от мелкомодульных планетарных редукторов. Кроме того, планшайбы головок изготовлены из титановых сплавов.

Особенности разработанного комплекса оборудования:

• высокое качество шва, отсутствие дефектов;

• высокая производительность работы;

• автоматизированная гибкая сварочная технология с возможностью выбора необходимых параметров и управления процессом "на лету" благодаря современному блоку управления и инверторному источнику;

• широкий диапазон скоростей, цифровое программное управление;

• снижение габаритных размеров и массы головок достигнуто за счет применения шаговых двигателей, что позволило отказаться от мелкомодульных планетарных редукторов;

• разработаны варианты конструкций головок с применением шаговых двигателей и мотор-редукторов;

• головки обладают минимальными габаритными размерами и массой, что позволяет использовать их для орбитальной сварки в стесненных монтажных условиях;

Технические характеристики сварочных головок ГНС-14 и ГНС-310

Параметр	ГНС-14	ГНС-310
Диаметр свариваемых труб, мм	3...14	270...310
Радиус вращающихся частей, мм	56	132
Установочная база головки, мм	39,5	64,5...194,5
Ширина вращающихся частей, мм	44	92,5...112,5
Диаметр присадочной проволоки, мм	1,6; 2,0	1,2; 1,6; 2,0
Диаметр вольфрамового электрода, мм	1,6; 2,0	2,0; 3,0
Радиальное перемещение горелки, мм	10	20
Сварочный ток, А, не более	80	200
Скорость сварки, м/ч	6...14	3...8
Скорость подачи присадочной проволоки, м/ч	0...50	10...40
Габаритные размеры головки, мм	203×76×57	470×264×103
Масса, кг	1,2	5,5

• планшайбы головок изготовлены из титановых сплавов, применяются алюминиевые сплавы;

• универсальность, охват широкого диапазона диаметров;

• перспективное применение в самых разнообразных отраслях промышленности: авиакосмической, медицинской, пищевой и др.

Заключение

Созданный автоматизированный аппаратно-технологический комплекс оборудования позволяет сваривать в автоматическом режиме трубопроводы из сталей и алюминиевых сплавов диаметром 3...310 мм.

Комплекс предназначен для изготовления элементов ПГС систем "Протон", "Ангара", "Русь-М", "Союз-2" из различных сталей (коррозионно-стойких, высокопрочных), а также никелевых и алюминиевых сплавов в автоматическом режиме.

По сравнению с ручной сваркой обеспечивается повышение качества швов в 1,5–2,0 раза с одновременным снижением трудоемкости их изготовления на 30...40 % и повышением ресурса работы трубопроводов в 2–3 раза.

Сергей Александрович Чичков,
инженер-конструктор,
libr2006@yandex.ru

УДК. 621.7, 539.3

В.Д. Кухарь, О.А. Ткач *(Тульский государственный университет)*

Осадка кольца в матрицу различной геометрии

Рассмотрены схемы осадки кольцевой заготовки в кольцевую и ступенчатую матрицы. Исследована кинематика течения металла, проведен анализ напряженно-деформированного состояния заготовки. Оценено влияние основных технологических параметров на силовые характеристики процесса.

Schemes of ring blank shortening process in ring and shoulder matrixes are considered. The metal current kinematics is investigated; the blank stress state analysis is carried out. Influence of the basic technological parameters on process power characteristics is estimated.

Ключевые слова: осадка; кинематика течения металла; сила процесса; напряженно-деформированное состояние.

Keywords: shortening process; metal current kinematics; force of process; blank stress state.

Повышение эффективности реализации традиционных технологических процессов представляет интерес с точки зрения значительного сокращения расхода материала, улучшения качества и эксплуатационных свойств изделия, повышения производительности труда.

Технологию объемной штамповки широко применяют не только в целях получения готового полуфабриката, но и на стадии подготовки заготовки к дальнейшей обработке, а также для калибровки формы полуфабриката.

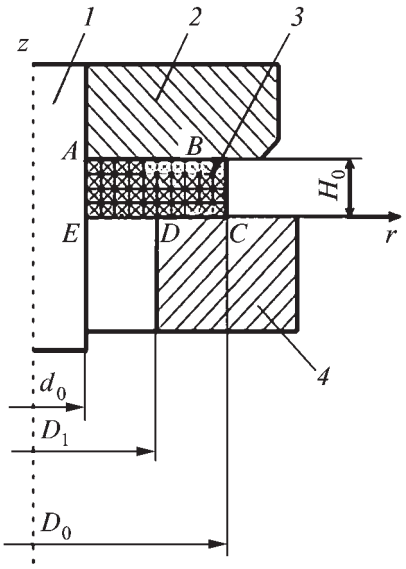


Рис. 1. Расчетная схема процесса:
1 – оправка; *2* – пуансон; *3* – заготовка; *4* – матрица

Одной из наиболее эффективных и широко распространенных заготовительных операций является осадка, в том числе осадка кольцевых заготовок. В качестве калибрующей операции она позволяет достигать соответствия формы и размеров поперечного сечения заготовки и рабочей части инструмента с учетом заданных между ними зазоров. Одновременно устраняются превышающие допуски отклонения размеров на боковых поверхностях заготовки и ее торцах.

Штамповка невысоких кольцевых деталей типа втулка с фланцем проходит по схеме осадки с двусторонним истечением материала в радиальном и осевом направлениях.

Расчетная схема процесса (рис. 1) представляет собой половину меридионального сечения осесимметричной цилиндрической заготовки, где z – ось симметрии. При деформировании материал заготовки перемещается в радиальном направлении, формируя фланец втулки, и в осевом – в зазор между ступенчатой матрицей *4* и оправкой *1*, формируя ступицу переменного диаметра.

Математической базой проводимых исследований является деформационная теория пластичности и метод конечных элементов. Предельные возможности формоизменения оценивали феноменологическим критерием разрушения, связанным с накоплением микроповреждений при холодном пластическом деформировании. Трение на границах контакта описывалось законом Кулона.

Рассматривали осадку кольцевой заготовки наружным диаметром $D_0 = 50$ мм, внутренним $d_0 = 20$ мм,

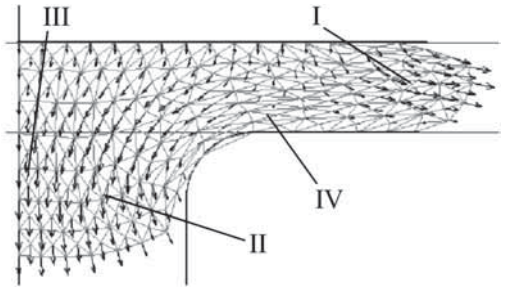


Рис. 2. Картина течения материала

высотой $H_0 = 5$ и 10 мм, со степенью обжатия по высоте 50 % из стали У10А при коэффициенте трения μ = = 0,1; 0,2; 0,3 и относительном диаметре полости матрицы $\frac{D_1}{D_0} = 0{,}48; 0{,}6; 0{,}7$.

Анализ полученных данных показал, что характер течения металла в ходе осадки неоднозначен. На последнем этапе деформирования можно выделить четыре характерные зоны течения материала (рис. 2): I – радиальное течение металла к свободной поверхности заготовки, формирующее фланец втулки; II – радиальное течение металла в направлении зазора между оправкой и матрицей, формирующее ступицу втулки; III – осевое перемещение слоев материала, характерное при осадке заготовки; IV – зона затрудненного деформирования, граница которой служит началом зарождения поверхности раздела течения.

Предварительные расчеты показали, что в реальном диапазоне изменения геометрических размеров заготовки, в качестве варьируемых входных факторов, были выбраны: относительный диаметр полости матрицы D_1/D_0; степень осадки заготовки $\Delta H/H_0$; коэффициент трения μ. В качестве выходных параметров (функции отклика), характеризующих процесс штамповки втулки с фланцем, принята сила процесса.

С учетом рассчитанных коэффициентов уравнения регрессии для выходных параметров, характеризующих силу процесса и относительную высоту формирующейся ступицы, примут вид:

$$y_1 = 13{,}27 - 7{,}21x_1 + 8{,}27x_2 + 0{,}59x_3 - 5{,}19x_1x_2 - 0{,}81x_1x_3 + 1{,}74x_2x_3 + 3{,}04x_1^2;$$

$$y_2 = 6{,}34 - 4{,}58x_1 + 5{,}98x_2 + 0{,}85x_3 - 3{,}13x_1x_2 + 1{,}35x_1^2 + 2{,}23x_2^2 + 0{,}71x_3^2,$$

где y_1, y_2 – сила процесса штамповки заготовки высотой $H_0 = 4$ и 8 мм соответственно.

Полученные уравнения регрессии позволили построить поверхности, характеризующие зависимость силы процесса штамповки детали "втулка с фланцем" и относительной высоты формирующейся ступицы от относительного диаметра полости матрицы, степени осадки заготовки и трения на границах контакта.

Зависимость силовых параметров процесса от технологических факторов приведена на рис. 3. Их анализ показал, что влияние трения на силу при осадке высокой заготовки менее значительно, чем при штамповке низкой. При этом технологическая сила деформирования при осадке низкой заготовки во всем диапазоне исследуемых факторов на 30...50 % выше, чем при осадке высокой. Как при осадке высокой и низкой заготовки рост технологической силы с увеличе-

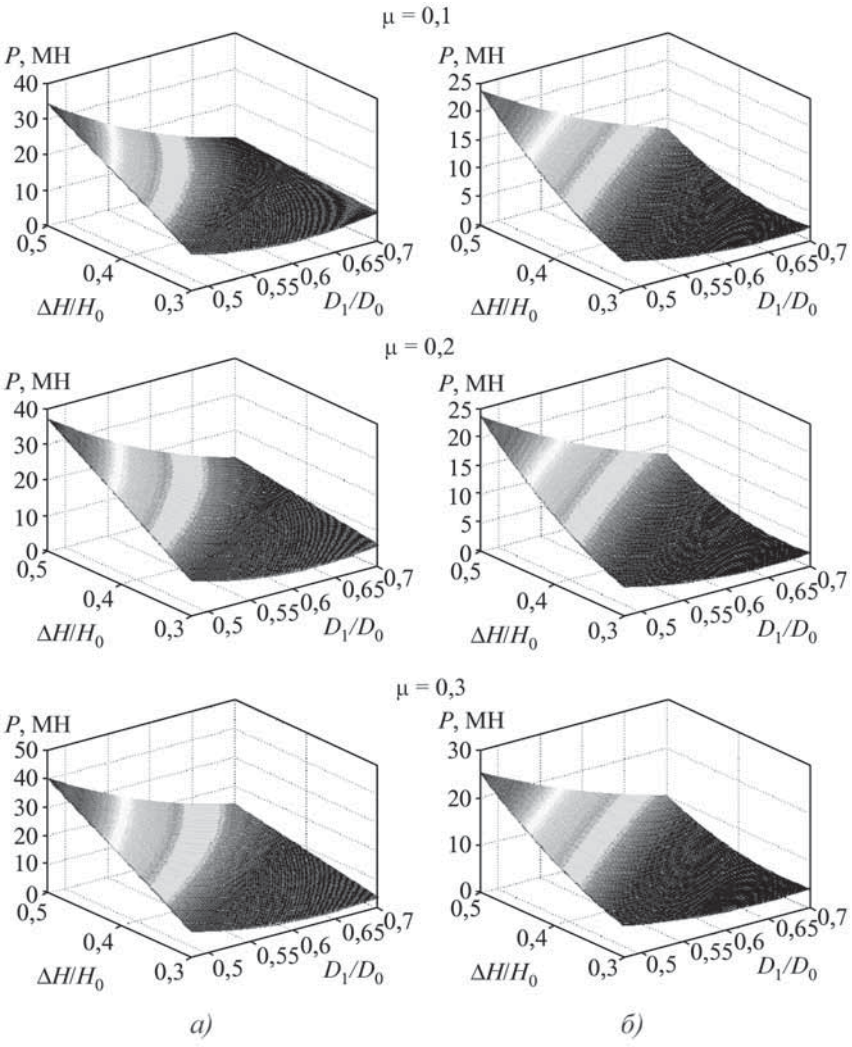


Рис. 3. Зависимость силы процесса *P* от относительного диаметра полости матрицы $\frac{D_1}{D_0}$ и степени осадки $\frac{\Delta H}{H_0}$:
а – H_0 = 4 мм; *б* – H_0 = 8 мм

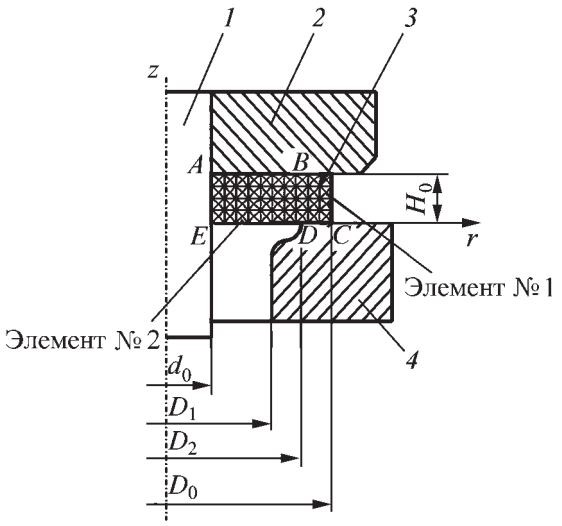


Рис. 4. Расчетная схема осадки кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу:
1 – оправка; *2* – пуансон; *3* – заготовка; *4* – матрица

нием степени деформации наиболее интенсивен при малых зазорах между оправкой и матрицей.

На базе рассмотренного процесса была исследована схема открытой осадки кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу (рис. 4).

Кинематика течения материала при реализации этой схемы деформирования совпадает с ранее исследованной схемой осадки в кольцевую матрицу (рис. 5).

Анализ показал, что для напряженного состояния металла в формирующемся фланце полуфабриката (элемент № 1) характерно наличие растягивающего радиального напряжения σ_r, тогда как осевое и окружное напряжения носят сжимающий характер. При этом максимальные значения реализуются для осевого напряжения σ_z, а разница значений компонент напряжений достигает 35...78 %.

Распределение компонент напряжений во второй исследуемой области (элемент № 2) неоднозначно. В начале процесса деформирования радиальное σ_r и окружное σ_θ напряжения находятся в зоне растяжения, а осевой компоненте σ_z соответствуют нулевые значения. При степени осадки по высоте 15 % картина меняется: напряженное состояние металла приобретает сжимающий характер. Причем наибольшие значения соответствуют окружному напряжению σ_θ, а разница величин компонент напряжений достигает 22...43 %.

Анализ распределения компонент деформаций показал, что в области формирования фланца втулки (элемент № 1) радиальная e_r и окружная e_θ деформации являются растягивающими, а осевая e_z – сжимающей. В области формирования ступицы втулки (элемент № 2) картина обратная, кроме того, до достижения степени осадки кольца 20 % компоненты деформации имеют нулевые значения. Область формирующегося фланца (элемент № 1) характеризуется значе-

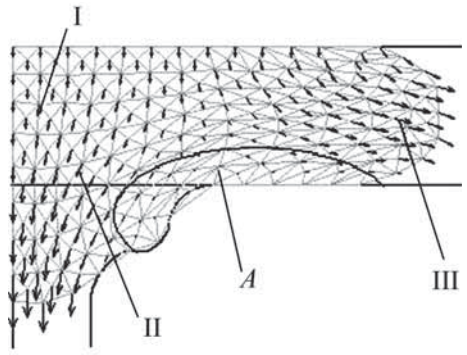


Рис. 5. Картина течения материала заготовки в ходе деформирования при $\frac{\Delta H}{H_0} = 37{,}5$ %

ниями компонент деформаций в 4,4–6,7 раза большими, чем аналогичные значения, реализуемые во второй исследуемой области.

Представленные результаты соответствуют осадке высокого образца $H_0 = 10$ мм. Аналогичные исследования были проведены и для заготовки высотой $H_0 = 5$ мм. Характер распределения компонент напряжений и деформации в исследуемых областях заготовки соответствует рассмотренному выше.

Что касается количественной оценки напряженного состояния материала заготовки, то при осадке низкого образца значения компонент напряжения в 3,2–4,6 раза больше, чем при деформировании высокой заготовки, что свидетельствует о повышении энергоемкости процесса обработки в зависимости от уменьшения высоты исследуемого образца.

Для комплексной оценки влияния геометрии заготовки и условий трения на удельную силу процесса были проведены расчеты, которые обрабатывались с использованием аппарата теории планирования многофакторного эксперимента.

Был поставлен численный эксперимент для заготовки наружным диаметром $D_0 = 50$ мм, внутренним $d_0 = 20$ мм, высотой $H_0 = 5$ и 10 мм, со степенью обжатия по высоте $\Delta H = 25$ % из стали У10А при коэффициенте трения $\mu = 0{,}1; 0{,}2; 0{,}3$ и относительном зазоре $\Delta = \frac{D_1}{D_2} = 0{,}65; 0{,}7; 0{,}75$, где D_1 – диаметр первой ступени матрицы; D_2 – диаметр первой и второй ступени матрицы.

С учетом рассчитанных коэффициентов уравнения регрессии для выходных параметров, характеризующих удельную силу деформирования, примут вид

$$y_1 = 2{,}7842 - 0{,}81607x_1 + 0{,}75528x_2 + 0{,}69356x_3 - 0{,}48479x_1x_2 + 0{,}33119x_2x_3 - 0{,}39175x_1^2 - 0{,}416x_3^2;$$

$$y_2 = 1{,}73377 - 0{,}52853x_1 + 0{,}97454x_2 + 0{,}25761x_3 - 0{,}065x_1x_3 - 0{,}21005x_1^2 + 0{,}33381x_3^2,$$

где y_1, y_2 – удельная сила деформирования заготовки высотой $H_0 = 5$ и 10 мм соответственно.

Полученные уравнения регрессии позволили построить поверхности, характеризующие зависимость удельной силы деформирования при осадке кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу с радиальным ограничением течения материала от относительного зазора полости матрицы, степени осадки заготовки и трения на границах контакта.

Зависимость силовых параметров процесса от технологических факторов представлена на рис. 6. Их анализ показал, что с увеличением коэффициента трения на границе контакта материала заготовки и инструмента для низкой и высокой заготовок происходит увеличение удельной силы деформирования.

С увеличением относительного зазора Δ происходит рост силовых параметров процесса осадки кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу. Максимальные значения удельной силы деформирования соответствуют значению относительного зазора Δ = 0,75 как для высокой, так и для низкой заготовки.

Влияние степени осадки на силовые характеристики незначительно при осадке высоких образцов при H_0 = 10 мм. При осадке низкого образца H_0 = 5 мм степень осадки оказывает более существенное влияние. При использовании матрицы с относительным зазором Δ = 0,75 наблюдается снижение удельной силы деформирования в 2 раза при изменении степени осадки от 5 до 25 %.

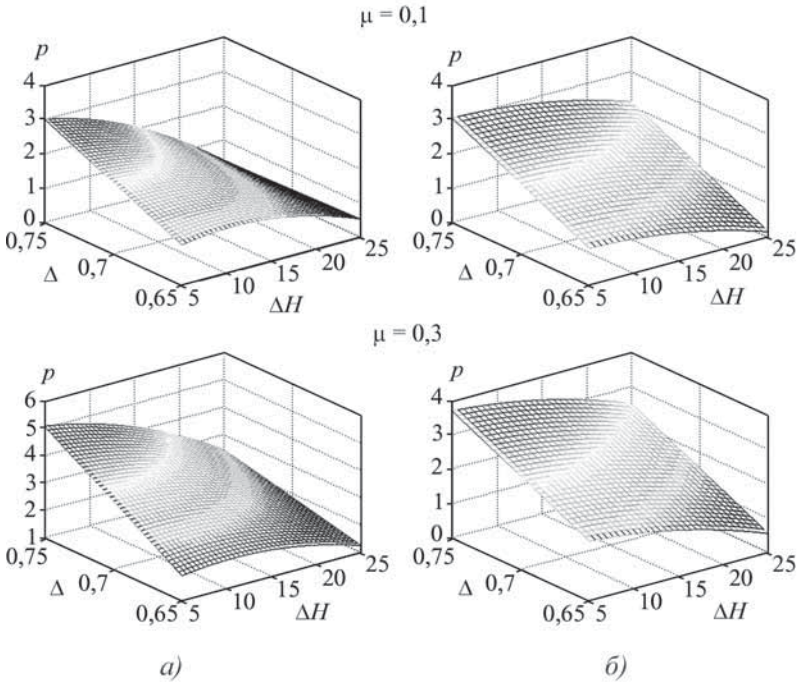


Рис. 6. Зависимость удельной силы деформирования *p* от относительного зазора полости матрицы Δ и степени осадки Δ*H*:
а – H_0 = 5 мм; *б* – H_0 = 10 мм

Высота заготовки также влияет на силовые характеристики процесса осадки кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу без радиального ограничения. Осадка высокой заготовки H_0 = 10 мм характеризуется меньшей на 10...30 % удельной силой деформирования.

Наиболее энергоемким является начальная стадия (степень осадки $\frac{\Delta H}{H_0}$ = 5 %) процесса осадки низкой кольцевой заготовки высотой H_0 = 5 мм в матрицу с относительным зазором Δ = 0,75 при коэффициенте трения μ = 0,3.

Проведено сравнение силовых и деформационных характеристик исследуемого процесса и штамповки втулки с фланцем (см. рис. 1, рис. 4) [1].

Силовые параметры штамповки втулки с фланцем представлены зависимостью удельной силы деформирования *p* от коэффициента трения μ для различных значений относительного диаметра полости матрицы $\frac{D_1}{D_0}$ (рис. 7). Показано, что влияние трения на удельную силу деформирования *p* при осадке высокой заготовки менее значительно, чем при штамповке низкой. При этом технологическая сила при осадке низкой заготовки на 30...50 % выше, чем при осадке высокой. Как при осадке высокой, так и при осадке низкой заготовки рост удельной силы наиболее интенсивен при малых зазорах между оправкой и матрицей.

Анализ результатов показал, что штамповка по схеме осадки кольцевой заготовки в кольцевую матрицу требует в 4,5–7,8 раза бóльших значений удельной силы. Меньшая энергоемкость процесса штамповки втулки с фланцем переменного диаметра объясняется технологическими особенностями ведения процесса, а именно большей площадью свободной поверхности заготовки, которую обеспечивает наличие первой ступени матрицы диаметра D_2, т.е.

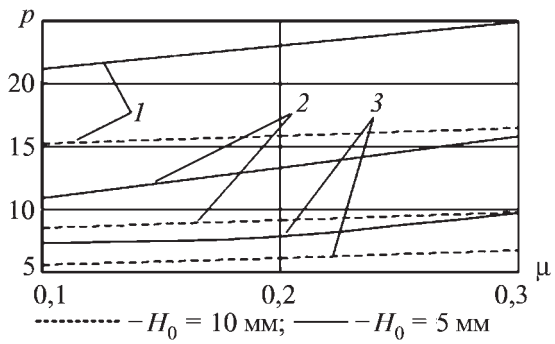


Рис. 7. Зависимость удельной силы деформирования *p* от коэффициента трения μ для низкой и высокой кольцевой заготовки при штамповке детали "втулка с фланцем":
1 – $\frac{D_1}{D_0}$ = 0,48; *2* – $\frac{D_1}{D_0}$ = 0,6; *3* – $\frac{D_1}{D_0}$ = 0,7

бо́льшими значениями относительного зазора Δ по сравнению с осадкой кольца в кольцевую матрицу (см. рис. 1).

Деформационные характеристики процесса оценивали относительной высотой ступицы $\frac{H_ф}{H_0}$. Сравнение результатов показало, что характер изменения исследуемой величины при варьировании основных технологических параметров, таких как коэффициент трения μ, относительный диаметр полости матрицы $\frac{D_1}{D_0}$ и высота заготовки H_0 аналогичен.

Однако при осадке высокой кольцевой заготовки в кольцевую матрицу влияние трения отражается в увеличении относительной высоты ступицы в отличие от осадки кольцевой заготовки в ступенчатую матрицу. Повышение коэффициента трения от 0,1 до 0,3 увеличивает относительную высоту ступицы на 10...20 %.

При смене схемы ведения процесса с осадки в ступенчатую матрицу на осадку в кольцевую матрицу наблюдается незначительный рост деформационных параметров. Относительная высота ступицы возрастает на 8...10 %.

Экспериментальные исследования процесса штамповки детали втулка с фланцем по схеме осадки (см. рис. 1) проводили на свинцовых образцах с размерами $D_0 = 50$ мм, $d_0 = 20$ мм, $H_0 = 4; 8; 12$ мм в кольцевую матрицу, диаметр полости которой имел размеры $D_1 = 27{,}5; 35; 42$ мм, что соответствовало зазорам между матрицей и оправкой $z = 3{,}75; 7; 11$ мм при предельном трении.

Осадку проводили на испытательной машине ГМС–50. Образцы высотой 8 и 12 мм осаживали поэтапно до степени 50 %, а образцы высотой 4 мм осаживали за один этап на степень 50 %.

В качестве контролируемых параметров выступали технологическая сила процесса P, МН; диаметр фланца $D_ф$, мм; высота формирующейся ступицы $H_{ст}$, мм.

Результаты проведенного эксперимента приведены в таблице и на рис. 8–10.

Анализ графиков показал, что при теоретических расчетах и по данным эксперимента уменьшение диаметра полости матрицы ведет к возрастанию относи-

Результаты эксперимента

H_0, мм	D_0, мм	$\frac{H_0}{D_0}$	D_1, мм	$\frac{D_1}{D_0}$	$H_ф$, мм	$\frac{\Delta H}{H_0}$	$H_{ст}$, мм	$\frac{H_{ст}}{H_0}$	$D_ф$, мм	$\frac{D_ф}{D_0}$	P, МН
12	50	0,24	42	0,84	9,8	0,183	2,15	0,18	52,6	1,052	1,7
					8,2	0,32	3,6	0,3	54,5	1,09	1,9
					7	0,42	4,6	0,383	56,1	1,122	2,175
					6	0,5	6,1	0,508	58,7	1,174	3,15
12	50	0,24	35	0,7	10,5	0,125	1,7	0,14	52,5	1,05	2,15
					9,4	0,22	3,1	0,26	54,6	1,09	2,6
					8,2	0,32	4,1	0,34	56,5	1,13	3,1
					6	0,5	6,6	0,55	63,2	1,26	6,0
12	50	0,24	27,5	0,55	10,3	0,14	2,7	0,225	55,3	1,106	4,225
					8,6	0,28	4,7	0,39	59	1,18	5,75
					7	0,42	6,7	0,56	63,5	1,27	7,825
					6	0,5	8,6	0,72	66,5	1,33	11,5
8	50	0,16	42	0,84	7	0,125	1,3	0,163	51,6	1,032	3,2
					5,9	0,26	2,3	0,29	53,2	1,064	3,8
					4,4	0,45	3,9	0,49	56,5	1,13	6,2
					3,8	0,525	4,7	0,59	58,5	1,17	8,0
8	50	0,16	35	0,7	7,1	0,11	1,1	0,14	52,4	1,048	4,8
					6	0,25	2,4	0,3	55,2	1,104	6,8
					4,9	0,39	3,9	0,49	58,7	1,174	9,8
					3,9	0,51	5,2	0,65	62,2	1,244	14,0

H_0, мм	D_0, мм	$\frac{H_0}{D_0}$	D_1, мм	$\frac{D_1}{D_0}$	$H_ф$, мм	$\frac{\Delta H}{H_0}$	$H_{ст}$, мм	$\frac{H_{ст}}{H_0}$	$D_ф$, мм	$\frac{D_ф}{D_0}$	P, МН
8	50	0,16	27,5	0,55	7	0,125	1,8	0,225	53,0	1,06	8,4
					6	0,25	3,6	0,45	55,7	1,114	11,4
					5	0,625	5,5	0,69	58,8	1,176	15,5
					4,1	0,49	7,5	0,975	63,5	1,27	23,0
4	50	0,08	42	0,84	2	0,5	4,3	1,075	59,5	1,19	11,8
			35	0,7	2	0,5	4,0	1,0	58,1	1,162	14,8
			27,5	0,55	2	0,5	5,4	1,35	64,0	1,28	34,0

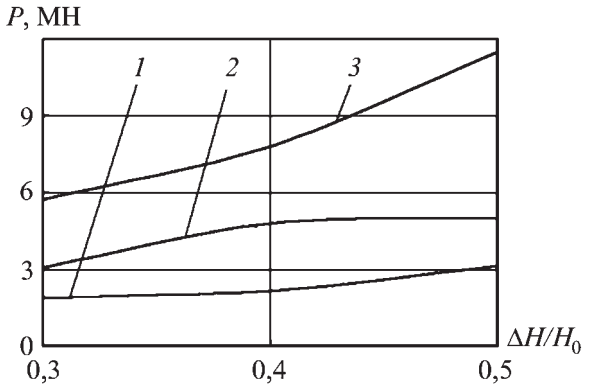


Рис. 8. Зависимость силы процесса P от степени деформации $\Delta H/H_0$ при H_0 = 12 мм:
1 – D_1/D_0 = 0,84; *2* – D_1/D_0 = 0,7; *3* – D_1/D_0 = 0,55

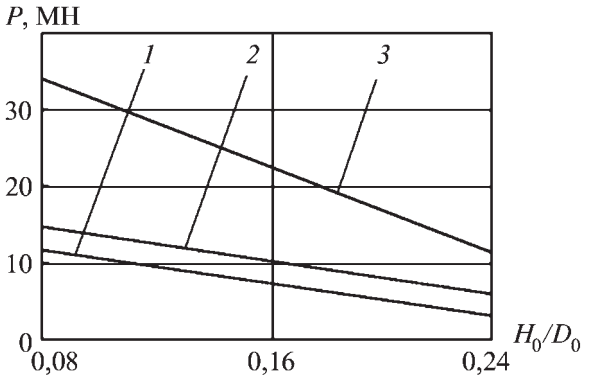


Рис. 9. Зависимость силы процесса P от относительной высоты заготовки H_0/D_0:
1 – D_1/D_0 = 0,84; *2* – D_1/D_0 = 0,7; *3* – D_1/D_0 = 0,55

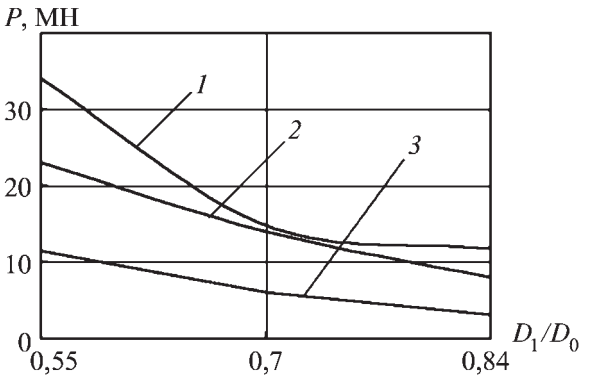


Рис. 10. Зависимость силы процесса P от относительного диаметра полости матрицы D_1/D_0:
1 – H_0 = 4 мм; *2* – H_0 = 8 мм; *3* – H_0 = 12 мм

тельной высоты ступицы и относительного диаметра фланца, а также технологической силы. Кроме того, показано, что сила процесса для низких заготовок значительно выше, чем для высоких.

Сравнение с расчетными зависимостями исследуемых величин показало качественное совпадение результатов, полученных с применением разработанной модели и экспериментальных данных.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кузовлева О.А.** Деформирование кольцевых осесимметричных заготовок: дис. ... канд. техн. наук. Тула, 2002. 181 с.

Владимир Денисович Кухарь, д-р техн. наук,
Vladimir.D.Kuchar@tsu.tula.ru;
Ольга Александровна Ткач, канд. техн. наук

УДК 621.983.044.001

О.Ю. Давыдов *(Воронежская государственная технологическая академия),*
В.Г. Егоров *(ОАО "НИИАСПК", г. Воронеж),*
В.Ю. Зубарев *(ОАО "Воронежское акционерное самолетостроительное общество")*

Оценка предельных возможностей формообразования тройников из трубных заготовок в разъемных матрицах

Установлены зависимости между геометрическими параметрами штампуемых тройников и остаточной относительной деформацией после разрыва сплавов, применяемых для изготовления элементов тонкостенного высокоресурсного трубопровода.

Dependences between geometrical parameters of stamped tees and emainder relative deformation after rupture of alloys of units applied to manufacture thin-walled pipeline possessed of high resource are installed.

Ключевые слова: тройник; трубопровод; интенсивность деформации; работа пластической деформации; толщина стенки; коэффициент разнопроходности; переходная зона; разрыв; сплав.

Keywords: tee; pipeline; intensity of deformation; operation of plastic deformation; thickness of wall; coefficient of different sections through passage; transitive allowed band; rupture; alloy.

При производстве некоторых самолетов (Ан-148, Ту-334 и др.) возникла проблема получения элементов трубопроводов для разделения потока рабочей среды – тройников с толщиной стенки $t \geq 0{,}8$ мм, наружным диаметром $D = 50...120$ мм, высотой отвода $H \leq 0{,}5D$, с коэффициентом разнопроходности $1 \leq \frac{D}{d} \leq 2$ (где d – диаметр штампуемого отвода) (рис. 1).

Наиболее эффективный технологический процесс получения тройников из трубных заготовок – штамповка в разъемных матрицах (рис. 2). Сочетание осевой осадки трубы с одновременным приложением внутреннего давления жидкого или эластичного наполнителя создает благоприятную схему напряженно-деформированного состояния, препятствующую чрезмерному утонению материала. Предварительные исследования показали, что применение в качестве заготовок прямошовных, цельнотянутых или раскатных труб позволяет приблизить циклическую долговечность трубопровода к ресурсу изделия.

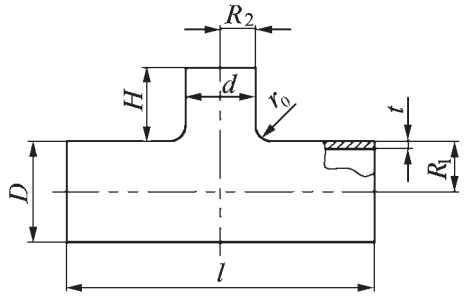


Рис. 1. Геометрические параметры тройника

К основным геометрическим параметрам тройника относятся: радиус основной трубы R_1, радиус отвода R_2, толщина стенки t, радиус переходной зоны r_0. При определенных соотношениях между перечисленными параметрами могут возникнуть разрывы в отводе тройника, обусловленные исчерпанием ресурса пластичности материала трубной заготовки, применяемой для изготовления тройника. Поэтому необходимо установить связь между допустимой геометрией тройника и такой механической характеристикой пластичности материала, как остаточная относительная деформация после разрыва δ.

Для оценки возможности разрушения в зоне отвода вследствие исчерпания запаса пластичности в ко-

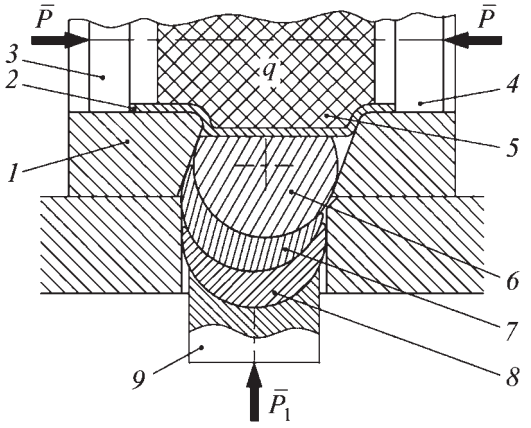


Рис. 2. Схема штамповки тройника из трубной заготовки в разъемных матрицах:
1 – нижняя полуматрица; *2* – трубная заготовка; *3*, *4* – пуансоны осевого сжатия; *5* – эластичный наполнитель; *6–9* – части пуансона подпора

нечный момент формообразования тройника используем методику, предложенную в работе [1], т.е. накопленную интенсивность деформаций определим из формулы

$$e_u = e_u^{\text{пр}}(2{,}5 - 2{,}0D + 0{,}5D^2), \qquad (1)$$

где e_u – интенсивность деформаций; $e_u^{\text{пр}}$ – предельная интенсивность деформаций в момент разрушения при одноосном растяжении ($e_u^{\text{пр}} = \ln(1+\delta)$, где δ – остаточная относительная деформация после разрыва при одноосном растяжении); D – коэффициент жесткости схемы напряженного состояния [2].

Для определения интенсивности деформаций использовали следующую зависимость, справедливую для стационарного процесса деформирования:

$$e_u = e_u^o + \frac{N_{\text{п}}\Delta t}{\sigma_o \Delta V}, \qquad (2)$$

где e_u, e_u^o – интенсивность деформаций на входе и выходе зоны пластической деформации; $N_{\text{п}}$ – мощность пластической деформации; ΔV – объем материала, вышедшего из пластической зоны за время Δt; σ_o – сопротивление деформации неупрочняющегося материала.

В работе [3] при определении энергосиловых параметров штамповки неравнопроходного прямоугольного тройника была рассмотрена одна четвертая часть тройника, в пределах которой выделены зоны пластической деформации II, III, IV (рис. 3).

Принято, что отвод (зона I) и основная труба (зона V) находятся в недеформированном состоянии.

При правильно выбранной силе подпора отвода наиболее опасной с точки зрения разрушения является зона II, а интенсивность деформации будет достигать наибольшего значения на выходе из пластической области на границе между зонами I и II. Интенсивность деформации на выходе из пластической области $e_{1,2}$ будем определять по формуле

$$e_{1,2} = e_{2,3} + e_2, \qquad (3)$$

где $e_{2,3}$ – интенсивность деформации на границе между зонами II и III; e_2 – приращение интенсивности деформации при прохождении металлом зоны II.

Согласно (2) для границы между зонами II и III будем иметь

$$e_{2,3} = e_{4,5} + \frac{A_{\text{п}}^{(3)} + A_{\text{п}}^{(4)}}{\sigma_0 (V_3 + V_4)}, \qquad (4)$$

где $A_{\text{п}}$ – работа пластической деформации.

Учитывая, что в зоне V пластические деформации отсутствуют, т.е. $e_{4,5} = 0$, а также, что $\sigma_0 = \sqrt{3}k$, где k – сопротивление сдвигу, из (4) находим

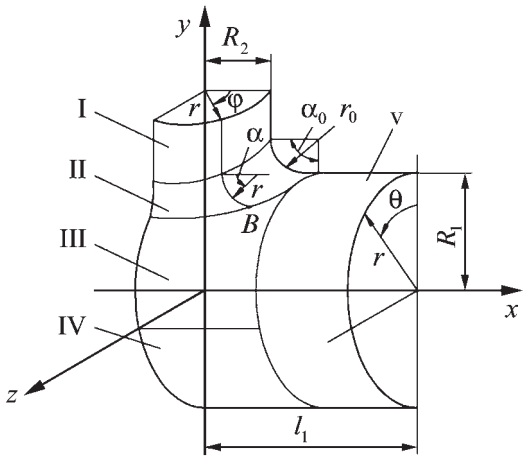


Рис. 3. Зоны пластического течения в тройнике

$$e_{2,3} = \frac{A_{\text{п}}^{(3)} + A_{\text{п}}^{(4)}}{\sqrt{3}k(V_3 + V_4)}. \qquad (5)$$

Аналогично определим приращение интенсивности деформаций при прохождении металлом зоны II:

$$e_2 = \frac{A_{\text{п}}^{(2)}}{\sqrt{3}kV_2}. \qquad (6)$$

Работа пластической деформации равна

$$A_{\text{п}} = k\int_V H dV, \qquad (7)$$

где H – интенсивность деформаций сдвига; V – объем пластической области.

Вычисления, приведенные в [3], по (7) дали для зон II, III и IV следующие результаты:

$$A_{\text{п}}^{(2)} = k(R_2 + r_0)tB, \qquad (8)$$

где $B = 3{,}341 - 1{,}548\dfrac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0}$,

$$A_{\text{п}}^{(3)} = kR_1 tC, \qquad (9)$$

где $C = 4{,}273 - 2{,}281\left(\dfrac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0}\right)$,

$$A_{\text{п}}^{(4)} = ktE, \qquad (10)$$

где $E = \sqrt{10{,}49R_1^2 - 4{,}19R_1(R_2 + r_0) + 3{,}77(R_2 + r_0)^2}$.

Толщина рассматриваемых тройников находится в пределах 0,8 мм $\le t \le$ 1,2 мм.

Принимая t = 1 мм, получаем

$$V = S,$$

где S – площадь поверхности зоны деформирования.

Находим площади поверхности зон II, III и IV.

Площадь поверхности зоны II вычисляется по формуле

$$S_2 = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\alpha_0} (R_2 + r_0) \sqrt{1 + \left(\frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \right)^2 \sin^2 \varphi} r_0 \, d\alpha d\varphi, \quad (11)$$

где $\alpha_0 = \arccos\left(\frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \sin^2 \varphi \right)$.

Аналитическое вычисление площади S является сложной задачей. Поэтому необходимо использовать численное интегрирование. Для реализации численного интегрирования перепишем (11) в следующем виде:

$$S_2 = (R_2 + r_0) r_0 I(m), \quad (12)$$

где $I(m) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\alpha_0} \sqrt{1 + m^2 \sin^2 \varphi} \, d\alpha d\varphi$;

$$\alpha_0 = \arccos(m \sin^2 \varphi);$$

$$m = \frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0}.$$

График зависимости $I(m)$ может быть аппроксимирован прямой линией с уравнением

$$I(m) = 2{,}487 - 0{,}668m. \quad (13)$$

Тогда (12) с учетом (13) можно записать в виде

$$S_2 = (R_2 + r_0) r_0 \left(2{,}487 - 0{,}668 \frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \right). \quad (14)$$

Выполняя вычисления для зон III и IV, получаем

$$S_3 = \left(\frac{\pi}{2} - \frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \right) (R_2 + r_0) r_0; \quad (15)$$

$$S_4 = \frac{\pi}{2} (R_2 + r_0) r_0. \quad (16)$$

Подставляя (8)–(10), а также (14)–(16) в выражения (4)–(6), а затем суммируя результаты по (3), получаем

$$e_{1,2} = e_n = \frac{(R_1 C + E)t}{\sqrt{3} \left(\pi - \frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \right) (R_2 + r_0) r_0} + \frac{Bt}{\sqrt{3} r_0 \left(2{,}487 - 0{,}668 \frac{R_2 + r_0}{R_1 + r_0} \right)}. \quad (17)$$

Определим коэффициент жесткости схемы напряженного состояния как [2]

$$D = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_n}, \quad (18)$$

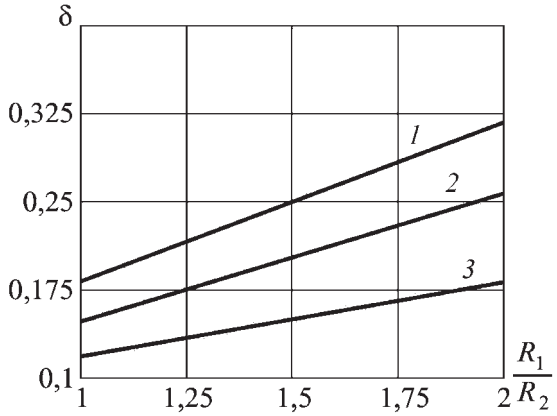


Рис. 4. Зависимости остаточной относительной деформации после разрыва δ применяемого сплава от коэффициента разнопроходности тройника R_1/R_2:
1 – $\frac{t}{r_0} = 0{,}12$; *2* – $\frac{t}{r_0} = 0{,}1$; *3* – $\frac{t}{r_0} = 0{,}08$

где σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения в тройнике; $\sigma_n = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^3 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$ – интенсивность напряжений.

В среднем для пластической зоны тройника можно применить

$$\sigma_1 = 2\sigma; \ \sigma_2 = 0; \ \sigma_3 = -0{,}5\sigma,$$

где σ_1 – напряжение, обусловленное растяжением под действием внутреннего давления q в направлении отвода; σ_3 – напряжение от действия пуансона осевого сжатия основной трубы.

Подставляя указанные напряжения в (18), получаем

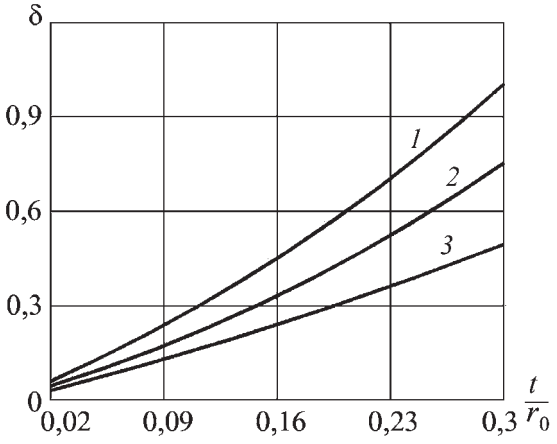


Рис. 5. Зависимости остаточной относительной деформации после разрыва δ применяемого сплава от относительной толщины стенки тройника t/r_0:
1 – $\frac{R_1}{R_2} = 2$; *2* – $\frac{R_1}{R_2} = 1{,}5$; *3* – $\frac{R_1}{R_2} = 1$

$$D = \frac{2\sigma - 0{,}5\sigma}{\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(2\sigma)^2 + (0{,}5\sigma)^2 + (2{,}5\sigma)^2}} = 0{,}65. \qquad (19)$$

На основании зависимостей (1), (17), (19) были выполнены численные расчеты для оценки предельных возможностей процесса формообразования тройника. Результаты расчетов приведены на рис. 4, 5.

Выводы

1. Тройники, обладающие большим коэффициентом разнопроходности, должны штамповаться из более пластичных сплавов во избежание разрушения отвода в конечный момент формообразования.

2. С увеличением радиуса переходной зоны тройника требуемая остаточная относительная деформация после разрыва уменьшается.

3. Формообразование тройников из малопластичных сплавов с ростом относительной толщины стенки становится затруднительным из-за стесненных условий деформирования в переходной зоне.

4. Для качественной формовки тройников с $\frac{t}{r_0} = 0{,}08\ldots0{,}12$ и $\frac{R_1}{R_2} = 1{,}0\ldots2{,}0$ могут быть применены известные сплавы высокой и средней пластичности (АМг2М, АМг3М, ВТ1-0, 12Х18Н10Т). Малопластичные сплавы (ПТ-7М, ОТ4-0, ОТ4-1) могут быть использованы для формообразования тройников при условии предварительной и промежуточной термообработки для увеличения показателя остаточной относительной деформации после разрыва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ершов В.И., Глазков В.И., Каширин М.Ф.** Совершенствование формоизменяющих операций листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1990. 312 с.

2. **Смирнов-Аляев Г.А.** Сопротивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, 1978. 368 с.

3. **Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Невструев Ю.А.** Штамповка неравнопроходных тройников из трубных заготовок в разъемных матрицах // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 6. С. 40–44.

Олег Юрьевич Давыдов, канд. техн. наук;
Владислав Геннадьевич Егоров, д-р техн. наук, генеральный директор, akvapaskal@gmail.com;
Виталий Юрьевич Зубарев, генеральный директор

УДК 539.3:621.7

А.П. Поляков, П.А. Поляков *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Расчет поврежденности композита при выдавливании с учетом изменения формы поперечного сечения волокон

Рассмотрен экспериментально-аналитический метод моделирования процесса выдавливания волокнистых композитов, в соответствии с которым экспериментально определены уравнения линий тока и деформации волокон. Решена краевая задача, определены энергосиловые параметры процесса и с использованием феноменологической теории разрушения осуществлено прогнозирование поврежденности компонентов материала. Показано существенное влияние изменения формы поперечного сечения на поврежденность компонентов композита.

Experimental and analytical method of modeling of extrusion of fibrous composites according to which the equations of flow lines and deformation of fibers are defined experimentally is considered. Further the boundary problem is solving, power parameters of process are defined and with using of the phenomenological fracture theory the prediction of the damage to the material components is performed. The substantially effect of change of the shape of transverse section on damage of composite components is shown.

Ключевые слова: композит; моделирование; формоизменение волокон; выдавливание; поврежденность.

Keywords: composite; simulation; forming of fibers; extrusion; damage.

Научно-технический прогресс неразрывно связан с созданием и внедрением прогрессивных ресурсосберегающих технологий получения материалов и изделий с заданными или принципиально новыми свойствами, к которым относятся композиты. Изделия из таких материалов широко применяют в авиационной и космической технике, теплоэнергетике и т.д. Одной из основных технологических операций при производстве компози-

тов, во многом определяющей свойства и структуру изделий, является выдавливание.

Моделирование процесса выдавливания композитов волокнистого строения осуществлено рядом авторов [1–8] (см. также обзор в [1]). Математическое моделирование процессов выдавливания композитов слоистого и волокнистого строения осуществлено в работах [2–5]. Исследовано влияние углов конусности на характер течения материала [3], влияние различия свойств компонент на геометрию границ их раздела [4]. Проблема деформируемости композитов при выдавливании и волочении рассмотрена в работе [5]. Экспериментальные методы исследования деформированного состояния структуры материалов при пластическом деформировании рассмотрены в работах [6–8].

Анализ процессов выдавливания и волочения композитов волокнистого строения показал, что напряженное состояние компонентов композита может существенно различаться [1]. При этом из-за возможности образования при нагреве интерметаллидов, разных температур плавления материала волокон и основы, совместный рекристаллизационный отжиг компонентов невозможен. Это ограничивает предельные деформации и обусловливает большую вероятность обрывов составляющих. Следует также обеспечить более равномерное напряженное состояние сил при деформировании.

Известные решения задачи выдавливания позволяют определить необходимое давление, его зависимость от технологических параметров (угол конусности, вытяжка, трение), но не учитывают ряд особенностей процесса, например, изменение формы поперечного сечения компонентов композита вследствие различия модулей сдвига волокон и основы, наличия воздушных прослоек между заготовками в исходной сборке и других факторов [9].

При этом результаты исследований структуры прутков показывают, что форма поперечного сечения компонентов после выдавливания может заметно отличаться от правильной (круг, шестигранник), что влияет на накопление поврежденности [9, 10].

Указанный недостаток позволяют устранить экспериментальные методы. Однако они обычно связаны с большой трудоемкостью и высокой стоимостью подготовки образцов. При больших деформациях требуется

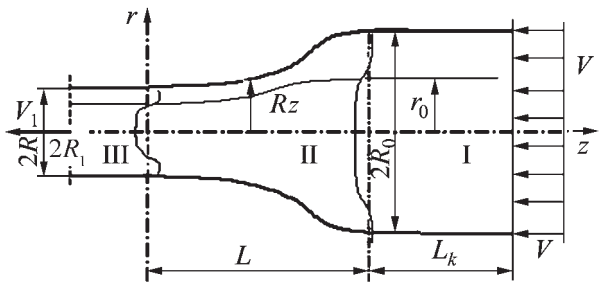


Рис. 1. Расчетная схема процесса выдавливания

разбивать исследование на множество этапов малой деформации. При этом результаты исследования часто справедливы только для условий проведения эксперимента.

Поэтому предлагается следующий подход. Закон движения материальных частиц, физические уравнения и диаграммы пластичности компонентов композита устанавливаются экспериментально. На основе экстремальных теорем теории идеальной пластичности решается краевая задача, конкретизируется деформированное состояние материала и определяется его напряженное состояние.

Предполагается, что форму поперечного сечения частиц можно аппроксимировать эллипсами, по направлениям и величине главных осей которых устанавливаются направления главных осей тензора деформации и его компоненты. Далее с использованием феноменологической теории разрушения осуществляется прогноз поврежденности компонентов материала.

В соответствии с предлагаемым подходом рассматривали изменения геометрии структурных элементов волокон композита. Для этого в диаметральном сечении заготовки выделили маркерные точки и с использованием микроструктурного метода и методики обработки изображений, описанной в [11], установили направления главных осей и величины компонентов деформации в малых частицах волокон.

Для математического моделирования процесса выдавливания использовали подход Лагранжа, определяя изменение состояния частиц композита по мере движения их вдоль линий тока. Приняты допущения:

– течение металла в очаге деформации радиальное, на поверхности контакта волокон и основы относительное скольжение отсутствует;

– на внешней контактной поверхности действуют силы трения;

– среда жесткопластическая, упрочнение учитывается усреднением пределов текучести материала волокон и основы по длине очага деформации.

Расчетная схема приведена на рис. 1. Границы зон I, II и III варьируются (волнистые линии на рис. 1). Профиль внешней границы деформируемой области задан с точностью до варьируемого параметра α, позволяющего аппроксимировать закон движения материальных частиц, полученный в результате обработки шлифов образцов композита

$$R_z / R_0 = f(\alpha,\, z) = \\ = R_1 / R_0 - 0{,}5(R_1 / R_0 - 1)[1 - \cos(\pi z / L)]^{\alpha}. \quad (1)$$

Кинематически допустимое поле скоростей перемещения материальных частиц материала в координатах (r, φ, z) имеет вид:

$$v_z = -vR_0^2 / R_z^2;\ v_r = -v(rR_0^2 / R_z^3)\, dR_z / dz;\ v_\varphi = 0. \quad (2)$$

Определяем компоненты тензора скоростей деформации:

$$\xi_{zz} = \partial v_z / \partial z = 2v(R_0^2 / R_z^3)\, dR_z / dz;$$
$$\xi_{rr} = \partial v_r / \partial r = -v(R_0^2 / R_z^3)\, dR_z / dz;$$

$$\xi_{\varphi\varphi} = v_r / r = \xi_{rr};\ \xi_{rz} = 0{,}5(\partial v_r / \partial z + \partial v_z / \partial r) = 0{,}5\partial v_r / \partial z;$$

$$\xi_{rz} \approx 0{,}5(r_0 / L)(1 - R_1 / R_0)\xi_{zz};\ \xi_{r\varphi} = \xi_{z\varphi} = 0. \qquad (3)$$

Вычисляем интенсивность скоростей деформации сдвига H:

$$H = \sqrt{3\xi_{zz}^2 + 4\xi_{rz}^2} = \sqrt{3}\xi_{zz} F(r_0 / L, \mu), \qquad (4)$$

где $F(r_0 / L, \mu) = \sqrt{1 + (r_0 / L)^2 (1 - 1/\sqrt{\mu})^2 / 3}$; $\mu = (R_0/R_1)^2$ – вытяжка заготовки.

Мерой суммарного формоизменения материальных частиц является степень деформации сдвига:

$$\Lambda = \int_0^t H d\tau. \qquad (5)$$

Интегрируя (5) с учетом соотношения $d\tau = (1/v_z)dz$, получаем

$$\Lambda = \int_L^0 H \frac{dz}{v_z} = \sqrt{3} F(r_0 / L, \mu) \times \\ \times \int_{R_1}^{R_0} 2 \frac{dR_z}{R_z} = \sqrt{3} F(r_0 / L, \mu) \ln(\mu). \qquad (6)$$

Для расчета поврежденности материала ω с учетом ускорения процесса повреждаемости под влиянием уже накопленных повреждений имеем [12]:

$$\omega = 1 - (1 - \Lambda / \Lambda_p)^{1/(\beta+1)}, \qquad (7)$$

где $\omega = \omega(H, k, \Theta, \Lambda_p)$; $\beta = \beta(k, \theta, H)$; $k = \sigma/T$; σ, T – первый и второй инварианты тензора напряжений; Θ – температура; Λ_p – пластичность металла (степень деформации частицы материала к моменту появления первой макротрещины), устанавливаемая экспериментально [12]. Параметр β связан с коэффициентом γ соотношения Мэнсона–Коффина: $\gamma = 1/(\beta + 1)$ [12]. Процесс выдавливания не сопровождается разрушением компонентов композита, если $\omega \le 1$.

Учитывая нагрев и возможность залечивания дефектов структуры, имеем

$$\omega_j = \{\exp[-b(\Theta)\Delta\Theta]\}\omega_{0j}, \qquad (8)$$

где индекс "0" относится к начальному состоянию; j – номер составляющей композита; $b(\Theta)$ – параметр, определяемый экспериментально.

Определим верхнюю оценку давления выдавливания p^+ [1]:

$$p^+ / \sigma_c = \ln\mu + 0{,}77 \sin\alpha_п + \\ + f_з(\mathrm{ctg}\alpha_п \ln\mu + 2L_к / R_0)/\sqrt{3}, \qquad (9)$$

где σ_c – предел текучести композита, вычисляемый по правилу механического смешивания: $\sigma_c = \sigma_f[S_f/S_c + (\sigma_m/\sigma_f)(1 - S_f/S_c)]$; S – площадь поперечного сечения; $\alpha_п = \mathrm{arctg}[(R_0 - R_1)/L]$ – приведенный угол конусности; $f_з$ – коэффициент трения в законе Зибеля; индексы f, m, c относятся к волокнам, матрице и композиту соответственно.

Вычисляем показатели напряженного состояния волокна и основы [1]:

$$k_i = 0{,}5(2/\sqrt{3} - \sqrt{3}(\sigma_c / \sigma_i)(p^+ / \sigma_c + 2)). \qquad (10)$$

Физико-механические свойства компонентов определим формулами [1]:

$$\sigma_i = \sigma_i^o[\Lambda_o, \Theta] + \Phi_i[\Theta]\ln(1 + \sqrt{3}\mu); \\ \Lambda_{pi} = \Lambda_{po} F_p[k_i, \Theta]\exp[-\beta_i(\Theta)k_i], \qquad (11)$$

где β_i – эмпирические коэффициенты; F_p, Φ – эмпирические функции, задаваемые в табличной форме; $i = (f, m)$.

Формулы (8)–(11) позволяют определить поврежденность компонент композита в предположении, что форма их поперечного сечения после деформации не меняется. Полагая, что форму поперечного сечения частиц можно аппроксимировать эллипсами, определяем величину и направление их главных осей исходя из условия постоянства площади поперечного сечения. Пусть a – отношение большей оси эллипса к меньшей. В этом случае компоненты тензора скорости деформации вдоль главных (большой и малой) осей эллипса $\xi_б$ и $\xi_м$ имеют вид:

$$\xi_б = \xi_{rr}(\sqrt{\mu} - \sqrt{a})/(\sqrt{\mu} - 1), \\ \xi_м = \xi_{rr}(\sqrt{\mu} + \sqrt{a} - 2)/(\sqrt{\mu} - 1). \qquad (12)$$

После преобразований вместо формулы (6) имеем:

$$\Lambda = \sqrt{3} F_1(r_0 / L, \mu, \Delta_э)\ln(\mu), \qquad (13)$$

где $F_1(r_0 / L, \mu, \Delta_э) = \sqrt{1 + (r_0 / L)^2 (1 - 1/\sqrt{\mu})^2 / 3 + \Delta_э}$,

$$\Delta_э = 4(\sqrt{a} - 1)^2 / 3(\sqrt{\mu} - 1)^2).$$

Используя ассоциированный закон течения $s_{kl} = (2T/H)\xi_{kl}$, где s_{kl} – компоненты девиатора напряжений, и условие несжимаемости, определяем показатели напряженного состояния:

$$k_i = 0{,}5(2/\sqrt{3} - \sqrt{3}(\sigma_c / \sigma_i)(p^+ / \sigma_c + 2)) + \Delta k_э, \qquad (14)$$

где $\Delta k_э = (2/\sqrt{3})[(F(r_0 / L, \mu))^{-1} - (F_1(r_0 / L, \mu, \Delta_э))^{-1}]$.

Описанная методика применена к исследованию процесса выдавливания электротехнического композита системы Nb–Ti + Cu. Композиты из сплава Nb–Ti получили широкое распространение благодаря высокой технологичности, сравнительно низкой стоимости изготовления и хорошим механическим свойствам.

Исходное изображение фрагмента шлифа поперечного сечения композита при вытяжке $\mu = 9$ и результат компьютерной обработки приведены на

рис. 2. Видим, что форму волокон в сечении, перпендикулярном к оси прессования, можно аппроксимировать эллипсом, как предполагается в статье. Фрагменты кривых упрочнения и диаграмм пластичности материалов в соответствии с экспериментальными данными [13] представлены на рис. 3.

Для математического моделирования использована система компьютерной математики MATLAB. Степень поврежденности компонентов композита в зависимости от вытяжки при различных значениях параметра a, соответствующих среднему по выборке $a_{ср}$ = = 1,61 (коэффициент вариации ν = 0,19, что свидетельствует о значительном разбросе параметров эллипсов, характеризующих форму частиц после деформации) и среднему из 10 максимальных значений $a_м$ = = 2,12 (ν = 0,07) в соответствии с данными на рис. 2, показана на рис. 4. Для расчетов принято: $\alpha_п = 45°$; $f_З = 0{,}1$; $L_к/R_0 = 2$; $S_f = S_m$ [1] и $\gamma = 0{,}7$ [12].

Также приведены результаты расчета в предположении, что при деформировании форма частиц менялась только вдоль траектории их движения, оставаясь в поперечном сечении неизменной (a = 1,0). Видим, что при расчете поврежденности волокон подход, учитывающий изменение формы частиц только вдоль траектории их движения, приводит к заниженным результатам по сравнению с подходом, рассмотренным в настоящей работе.

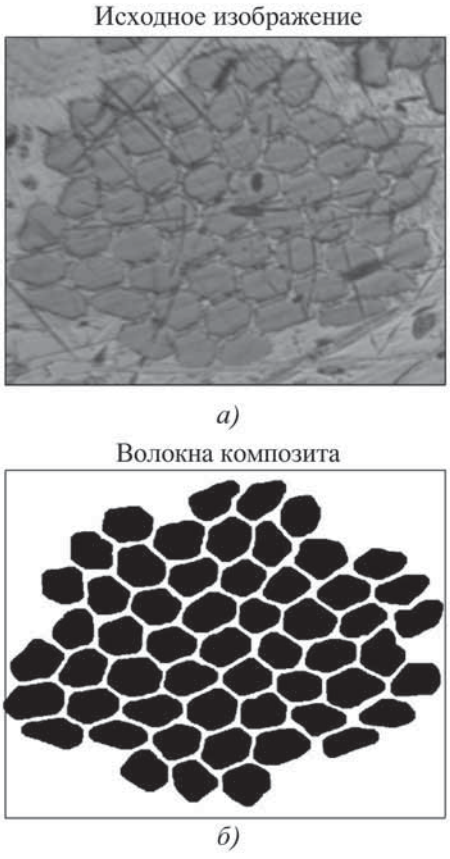


Рис. 2. Фрагмент шлифа композита (*а*) и результат компьютерной обработки (*б*)

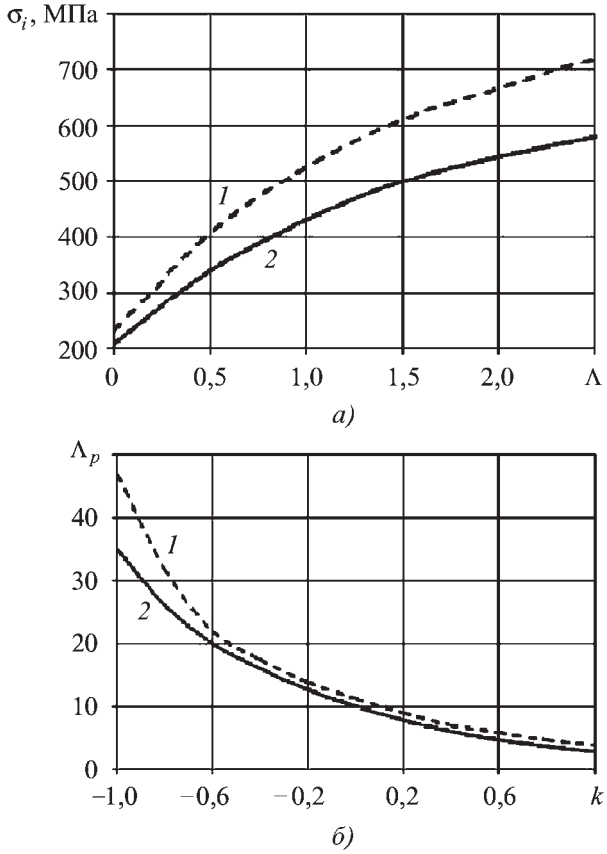


Рис. 3. Кривые упрочнения (*а*) и диаграммы пластичности (*б*): *1* – волокна; *2* – основа

В соответствии с (8) это вызвано различием степени деформации Λ (см. формулы (6) и (13)), а также пластичности Λ_p ввиду изменения коэффициента напряженного состояния k (см. формулы (10) и (14), рис. 3, *б*). Отличие в величине поврежденности волокон может достигать 8...10 % при $a_{ср}$ = 1,61 и 13...15 % при $a_м$ = 2,12 (см. рис. 4).

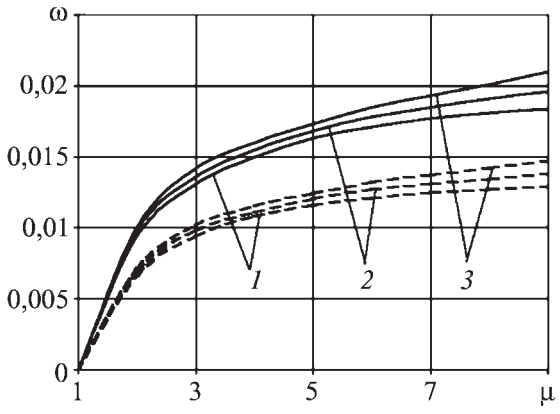


Рис. 4. Зависимости поврежденности от вытяжки: *1* – a = 1,0; *2* – $a_{ср}$ = 1,61; *3* – $a_м$ = 2,12; – – – – волокна; — — основа

Поскольку при изготовлении композитного кабеля системы Nb–Ti+Cu процесс выдавливания повторяется многократно [1], учет реального формоизменения компонентов композита при деформировании, особенно при большом отклонении формы их поперечного сечения от правильной, имеет существенное значение при выборе технологических параметров.

Заключение. Рассмотрен экспериментально-аналитический метод моделирования процесса выдавливания волокнистых композитов, включающий в себя экспериментальное определение уравнений линий тока и деформаций волокон в продольном и поперечном направлении относительно оси прессования с последующим расчетом энергосиловых параметров процесса и прогнозированием поврежденности компонентов материала на основе феноменологической теории разрушения. В системе MATLAB разработан программный комплекс, предназначенный для решения задач пластического деформирования волокнистых композитов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Залазинский А.Г.** Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов. Екатеринбург: УрО РАН, 2000. 492 с.

2. **Кучеряев Б.В.** Механика сплошных сред. Теоретические основы обработки давлением композитных металлов. М.: МИСиС, 1999. 320 с.

3. **Могучий Л.Н.** Обработка давлением труднодеформируемых материалов. М.: Машиностроение, 1976. 272 с.

4. **Король В.К., Гильденгорн М.С.** Основы технологии производства многослойных металлов. М.: Металлургия, 1970. 236 с.

5. **Огородников В.А.** Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. Киев: Вища шк., 1983. 175 с.

6. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001. 836 с.

7. **Томсен Э., Янг Ч., Кобаяши Ш.** Механика пластических деформаций при обработке металлов. М.: Машиностроение, 1968. 504 с.

8. **Смирнов-Аляев Г.А., Чикидовский В.П.** Экспериментальные исследования в обработке металлов давлением. Л.: Машиностроение, 1972. 360 с.

9. **Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Дмитренко В.Ю. и др.** Структура и магнитные свойства волокнистых Cu–Fe композитов, полученных методом пакетной гидроэкструзии // Журнал технической физики. 2009. Т. 79. Вып. 12. С. 69–72.

10. **Белошенко В.А., Матросов Н.И., Чишко В.В. и др.** Равноканальное многоугловое прессование многоволокнистого сверхпроводящего композита // Физика и техника высоких давлений. 2009. Т. 19. № 2. С. 129–135.

11. **Залазинский А.Г., Бывальцев С.В.** Программный комплекс для реализации экспериментально-аналитического метода моделирования процессов деформации металлических заготовок // Вестник компьютерных и информационных технологий. 2006. № 11. С. 46–51.

12. **Колмогоров В.Л., Мигачев Б.А., Бурдуковский В.Г.** Феноменологическая модель накопления повреждений и разрушения при различных условиях нагружения. Екатеринбург: УрО РАН, 1994. 104 с.

13. **Залазинский А.Г.** Математическое моделирование процессов обработки давлением структурно-неоднородных материалов. Свердловск: УрО АН СССР, 1990. 89 с.

Андрей Петрович Поляков, д-р техн. наук,
pap@imach.uran.ru;
Павел Андреевич Поляков, стажер-исследователь

Читайте в следующем номере:

- **Панфилов Г.В., Недошивин С.В., Хвостов Е.Ю.** Совершенствование технологии многооперационной холодной штамповки остроконечных цилиндрических деталей из малопластичных сталей
- **Семёнов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь.** Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 1. Моделирование течения суспензии из алюминиевого сплава и микроструктура штампованной детали
- **Кулик Г.Н., Назарьян В.А.** Совершенствование технологии производства заготовок гребных валов из стали 0Х18Н5Г12АБ (ННЗБ)

УДК 621.4

Е.Г. Демьяненко, И.П. Попов *(Самарский государственный аэрокосмический университет)*

Совершенствование процесса формовки тонкостенных осесимметричных деталей из конических заготовок

Предложена методика проектирования технологического процесса формообразования тонкостенных осесимметричных усеченных сужающихся деталей способом формовки. Ее обоснованность обеспечивается использованием теоретических и технологических решений, допущениями и ограничениями с применением известных математических методов, подтверждается качественным и количественным согласованием результатов теоретических исследований с экспериментальными данными.

The system of designing of technological process of shaping of thin-walled axial symmetric topped convergent parts by forming technique is suggested. Its validity is provided by the use of theoretical and technological solutions, admissions and limitations with application of well known mathematical methods. The system is confirmed by both the qualitative and quantitative coordination of the results of theoretical research with experimental data.

Ключевые слова: формовка; тонкостенная осесимметричная деталь; заготовка; эластичный элемент.

Keywords: forming; thin-walled axial symmetric part; billet; elastic element.

Современные тенденции развития различных отраслей промышленности стимулируют разработку высокоэффективных и конкурентоспособных видов техники и технологий, обеспечивающих жесткие требования к качеству и эксплуатационным свойствам изделий при экономии материальных и энергетических ресурсов, трудовых затрат, снижении себестоимости производства, что актуально для машиностроения.

Типовыми изделиями ракетно-космической и авиационной индустрии являются оболочки из листовых заготовок (обшивки отсеков, обтекатели, топливные баки различных форм и размеров, баллоны хранения газов, сопловые оболочки, оболочки камер сгорания двигателей и др.). Они трудоемки в обработке и представляют собой тонкостенные осесимметричные детали усеченной сужающейся формы со следующими геометрическими характеристиками:

$$\frac{S_{заг}}{D} < 0{,}008;\ 0{,}5 < \frac{H}{D} \le 0{,}7;\ \frac{D}{d} = 1{,}7\ldots2{,}2,$$

где D – диаметр большего основания детали; d – диаметр меньшего основания детали; $S_{заг}$ – толщина заготовки; H – высота детали.

Задача технолога состоит в том, чтобы спроектировать технологический процесс с минимальным числом переходов, высоким коэффициентом использования материала, точными геометрическими параметрами. Кроме того, полученная деталь должна удовлетворять заданным эксплуатационным характеристикам. Важное место в достижении этого результата должно уделяться вопросам конструкции и технологии, которые учитывают разнотолщинность получаемых в результате листовой штамповки деталей.

Таким образом, разработка новых устройств формообразования тонкостенных осесимметричных оболочек и методик проектирования процессов с использованием универсального оборудования и инструментальной штамповой оснастки, которые повышают качество за счет равномерности толщины стенки и точности профиля оболочек, является актуальной.

Одним из наиболее перспективных способов был выявлен способ получения тонкостенных осесимметричных изделий из сварной листовой заготовки и основанный на процессах отбортовки-формовки [1]. С его помощью появляется возможность получения равномерной толщины изделия и уменьшения толщины исходной заготовки на 45...50 % вследствие уменьшения припуска на механическую обработку по толщине для высоких деталей сужающейся формы. Недостаток известного устройства заключается в том, что предварительная отбортовка способствует утонению и нет возможности получения деталей вогнутой формы.

Был предложен новый способ [2], но конструкция и механизм оказались достаточно сложными, при этом возникали определенные трудности в согласовании необходимого сжатия эластичного элемента и перемещения, т.е. имели место признаки несовершенства конструкции, отсутствовала методика проектирования.

Два последних способа разработаны на кафедре обработки металлов давлением Самарского государственного аэрокосмического университета, и их отличительная особенность заключается в наличии активных сил трения, возникающих на поверхности контакта пуансона и заготовки, которые перераспределяют напряжения σ_ρ (в меридиональном направлении). На основании сделанных выводов предлагается усо-

вершенствованное устройство, обладающее большими возможностями и более простым механизмом формообразования тонкостенных осесимметричных оболочек, которое можно применять при изготовлении крупногабаритных деталей сложной формы [3] (рис. 1).

Устройство, содержащее пуансон *8*, контейнер *3*, прижим *6*, выталкиватель *7*, матрицу *5*, согласно модели снабжено плитой штампа *1*, на которую установлен контейнер *3*, внутри него на подкладной плите расположен эластичный элемент *4*. Давление эластичным элементом создается с помощью подкладной плиты, сила подпора которой определяется с помощью буферного устройства.

Эластичный элемент выполнен в виде кольца прямоугольного сечения высотой *H*, которая больше на 5...10 % рабочей части поверхности пуансона со срезанной со стороны пуансона частью в виде конического сечения с углом конусности, равным углу конусности заготовки. Больший диаметр эластичного элемента равен внутреннему диаметру матрицы, а меньший диаметр равен диаметру выталкивателя.

Заготовка в виде усеченного конуса устанавливается наружными поверхностями, прилегающими к торцу большего основания, на матрицу *5*, а прилегающие к торцу меньшего основания – на выталкиватель *7*. Затем заготовка зажимается по внутренним поверхностям к матрице *5* прижимом *6*, а к выталкивателю *7* пуансоном *8*. Инструмент, где происходит зажим заготовки, выполнен с рабочими поверхностями, имеющими конусность, совпадающую с конусностью заготовки. Такая геометрия позволяет надежно закрепить заготовку до момента пластического деформирования.

Пуансон перемещается вниз, вытесняя часть объема эластичного элемента $V_1 = V_2$, который перемещает подкладную плиту *9* вниз. Давление, которое создается внутри эластичного элемента, определяется силой подпора буферного устройства пресса. Происходит пластическая деформация заготовки в условиях плоского растяжения. Процесс пластического формообразования осуществляется до полного прилегания заготовки по всей поверхности пуансона, формирующей размеры готовой детали и ограничен величиной утонения заготовки в зоне опасного сечения наименьшего диаметра.

На поверхности контакта эластичного элемента и заготовки действуют реактивные силы трения, так как перемещение эластичного элемента отстает от заготовки. На поверхности контакта пуансона и заготовки действуют активные силы трения, которые перераспределяют напряжения в меридиональном направлении σ_ρ, уменьшая их в зоне наименьшего диаметра и увеличивая в зоне наибольшего диаметра. Создав их преобладающее влияние, возможно получить минимальную разнотолщинность.

Аналитически это условие может быть представлено как [4]:

$$\iint_F (S_т - S_{зад})^2 \, dF \to \min, \qquad (1)$$

где $S_{зад}$ – заданная толщина детали; $S_т$ – технологически возможная толщина, которая получается после формообразования заготовки; F – площадь детали по срединной поверхности.

Выражение (1) является функционалом. Он требует приближение технологически возможной толщины $S_т$ к заданной толщине детали $S_{зад}$ при условии минимального отклонения как со стороны положительной, так и отрицательной разницы между двумя функциями толщин. Выполнение условия (1) позволяет увеличить КИМ, уменьшить трудоемкость и повысить эксплуатационные характеристики детали.

В выполненном анализе напряженно-деформированного состояния процесса формовки приняты дополнительные и традиционные допущения. Для использования инженерного метода было записано уравнение равновесия в полярной системе координат для случая формообразования заготовки в заключительной стадии процесса с применением эластичного элемента, условие пластичности по максимальным

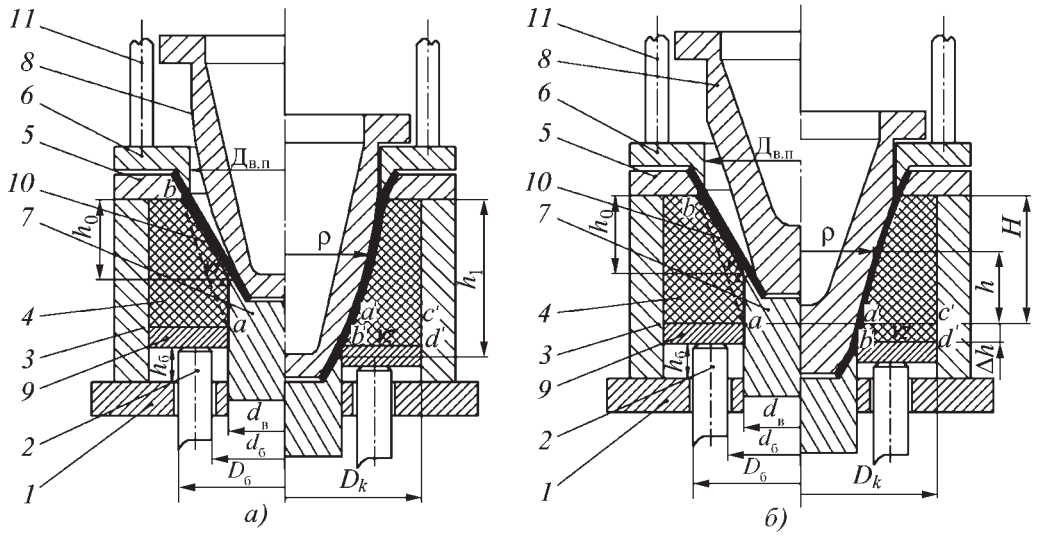


Рис. 1. Схема устройства для формообразования выпуклых (*а*) и вогнутых (*б*) тонкостенных оболочек:
1 – плита штампа; *2* – буферное устройство; *3* – контейнер; *4* – эластичный элемент; *5* – матрица; *6* – прижим; *7* – выталкиватель; *8* – пуансон; *9* – подкладная плита; *10* – заготовка; *11* – шпилька

касательным напряжениям и вид кривой упрочнения. В результате получено решение по напряжениям и по толщине.

Согласно рассматриваемой схеме процесса (см. рис. 1) давление, создаваемое эластичным элементом, представлено в виде линейной функции, и как в уравнении Лапласа выражено через те же параметры: σ_ρ и $S_т$. Коэффициент k учитывает геометрические характеристики эластичного элемента.

Наиболее просто такую зависимость можно представить в виде функции:

$$q = k\sigma_\rho S_т, \qquad (2)$$

где k – коэффициент пропорциональности сжатия эластичного элемента.

Во второй части анализа напряженно-деформированного состояния процесса формовки выполняется условие минимизации. Минимизацию выражения как функционала можно провести по технологическим параметрам постоянным в процессе формообразования. К ним относятся исходная толщина заготовки, коэффициенты формообразования, геометрические параметры, оснастка, коэффициент трения, коэффициент пропорциональности сжатия эластичного элемента и показатели механических свойств, в том числе показатель трансверсально-изотропного металла, возможности которого определены природной основой материала.

Решение функционала можно проводить по всем параметрам одновременно, но для упрощения решения в рамках рассматриваемой погрешности достаточно выявить условия и параметры, наиболее сильно влияющие на изменения толщины и просто поддающиеся регулированию.

Как показал анализ, к таким условиям относятся условия трения, которые можно определить коэффициентом трения; давления, определяемые коэффициентом пропорциональности сжатия эластичного элемента. Если рассматриваемые параметры переменны в процессе формообразования и представлены в виде функции, то минимизацию функционала следует проводить по тем значениям, которые содержатся в функции в виде постоянных.

Дальнейшая минимизация функционала (1) по коэффициенту пропорциональности сжатия эластичного элемента дала решение:

$$k = \frac{(1-\mu - f\mu\operatorname{ctg}\alpha)\sin\alpha \pm r'f}{r'R_\rho}\frac{1}{f-f_1}, \qquad (3)$$

где μ – коэффициент анизотропии трансверсально-изотропного тела; α – угол наклона к касательной, проведенной к рассматриваемому элементу образующей с координатой ρ; f_1 – коэффициент трения между поверхностями заготовки и эластичной средой; f – коэффициент трения между поверхностями инструмента и заготовки; R_ρ – радиус детали в меридиональном направлении; r – радиус меньшего основания заготовки; $r' = \frac{r}{R_\rho}$; знак "±" определяет форму детали: + – вогнутая форма; – – выпуклая форма.

Для подтверждения теоретических результатов экспериментальные исследования проводили в лаборатории кафедры обработки металлов давлением на универсальной испытательной машине ЦДМУ-30 с использованием спроектированной оснастки. Методика поставленных экспериментов направлена на получение равномерной толщины тонкостенной осесимметричной детали (вогнутой, выпуклой формы) при отношении $\frac{S}{D} < 0{,}008$ способом формовки.

Для качественной проверки полученных результатов использовали разнообразные по механическим свойствам материалы: М3, АД1, 12Х18Н10Т. Механические свойства материалов определяли испытаниями на растяжной машине Testometric FS-150 AX по ГОСТ 7855–55 и ГОСТ 1497–61.

По заданным размерам детали и ее форме вычисляли необходимую степень деформации по толщине стенки. Размеры исходной заготовки для формовки определяли в зависимости от формы и размеров готовой детали.

В первую очередь вычисляли угол конусности исходной заготовки. Для выпуклой детали он равен углу наклона, образованного касательной, проведенной к кромке детали у меньшего основания. Для детали вогнутой формы угол конусности определяли по формуле

$$\operatorname{tg}\alpha_{заг} = \frac{R-r}{h_{дет}}. \qquad (4)$$

Толщину заготовки вычисляли из условия постоянства объема заготовки и детали. Для выпуклой детали она равна:

$$S_{заг} = \frac{F_{дет}S_{дет}}{F_{заг}}, \qquad (5)$$

где $F_{заг}$ – площадь заготовки без учета припусков под зажимы; $F_{дет}$ – площадь детали по срединной поверхности, равная (рис. 2):

$$F_{дет} = 2\pi R_\rho[R_\rho(\sin\alpha_0 - \sin\alpha_к) - a(\alpha_0 - \alpha_к)], \qquad (6)$$

где α_0 – угол, образованный радиусом R_ρ, проведенным к кромке детали меньшего основания и осью, проведенной из центра радиуса R_ρ и перпендикулярной оси симметрии детали; $\alpha_к$ – угол, образованный радиусом R_ρ, проведенным к кромке детали большего основания и осью, проведенной из центра радиуса R_ρ и перпендикулярной оси симметрии детали; a – расстояние от центра радиуса R_ρ до оси симметрии.

Для вогнутой детали:

$$S_{заг} = \frac{F_{п.ф}S_{дет}}{F_{заг}},\ F_{п.ф} = F_{дет} + F_{ц.ч}, \qquad (7)$$

где $F_{п.ф}$ – площадь поверхности детали с учетом цилиндрического припуска, необходимого для формовки в условиях плоскодеформированного состояния; $F_{ц.ч}$ – площадь цилиндрической части, равная:

$$F_{ц.ч} = 2\pi R\Delta h. \qquad (8)$$

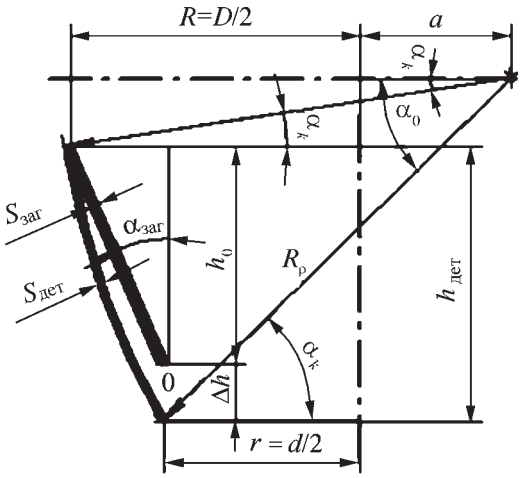


Рис. 2. Геометрическая схема для определения перемещения пуансона при формовке выпуклой детали

Цилиндрический участок необходим, чтобы соблюдалось условие плоскодеформированного состояния во избежание гофрообразования заготовки. Эти условия выполняются, если часть объема заготовки перейдет в цилиндрическую часть, являющуюся технологическим припуском.

Площадь вогнутой детали равна (рис. 3):

$$F_{дет} = 2\pi\int_{\alpha_1}^{\alpha_2}[r + R_ρ(\cos\alpha_2 - \cos\alpha_1)]R_ρ\, d\alpha = \quad (9)$$

$$= 2\pi R_ρ[\alpha_{дет} r + R_ρ \cos\alpha_1 \alpha_{дет} - R_ρ(\sin\alpha_2 - \sin\alpha_1)],$$

где α_1 – угол, образованный кромкой детали меньшего основания и осью проведенной из центра радиуса $R_ρ$ и перпендикулярной оси симметрии детали; α_2 – угол, образованный кромкой детали большего основания и осью, проведенной из центра радиуса $R_ρ$ и перпендикулярной оси симметрии детали; $\alpha_{дет}$ – угол, образованный кромкой детали меньшего и большего основания: $\alpha_{дет} = \alpha_2 - \alpha_1$.

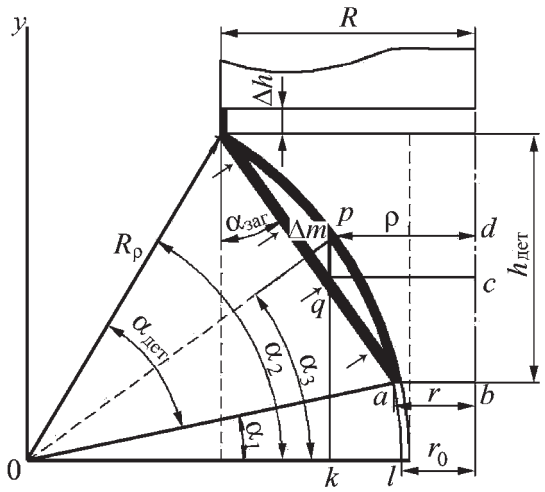


Рис. 3. Геометрическая схема для определения перемещения пуансона при формовке вогнутой детали

Площадь заготовки для рассматриваемых форм деталей определяли (см. рис. 2, 3):

$$F_{заг} = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4\sin\alpha_{заг}}. \quad (10)$$

Построив развертку для получения детали заданных размеров, вычисляли перемещение пуансона. Для выпуклой детали (см. рис. 2):

$$\Delta h = h_{дет} - h_0, \quad (11)$$

где Δh – перемещение пуансона; h_0 – высота заготовки;

$$h_0 = \left(\frac{D}{2} - \frac{d}{2}\right) / \operatorname{tg}\alpha_{заг};\ h_{дет} = R_ρ(\sin\alpha_0 - \sin\alpha_к). \quad (12)$$

Для случая вогнутой детали (см. рис. 3):

$$\Delta h = \frac{\pi(R^2 - r^2)}{\sin\alpha_{заг}} \frac{2\pi R_ρ[\alpha_{ap} r + R_ρ \cos\alpha_1 \alpha_{ap} - R_ρ(\sin\alpha_3 - \sin\alpha_1)]\sin\alpha_{заг}}{\pi[(R_ρ(\cos\alpha_1 - \cos\alpha_3) + r)^2 - r^2]} - \quad (13)$$

$$- \frac{2\pi R_ρ[\alpha_{дет} r + R_ρ \cos\alpha_1 \alpha_{дет} - R_ρ(\sin\alpha_2 - \sin\alpha_1)]}{2\pi R},$$

где из геометрических соотношений: $\alpha_{ap} = \alpha_3 - \alpha_1$; α_3 – угол, образованный биссектрисой угла и осью, проведенной из центра радиуса $R_ρ$ и перпендикулярной оси симметрии детали.

Определены предельные параметры процесса формовки для случая всестороннего растяжения, используя критерий А.Д. Томленова :

$$\varepsilon_{S_{кр}} = -\frac{m+1}{2-m} n, \quad (14)$$

где n – показатель механических свойств материала; m – коэффициент,

$$m = \frac{(1 + R_L)R_L e_θ + R_L^2 e_ρ}{(1 + R_L)R_L e_ρ + R_L^2 e_θ}, \quad (15)$$

где R_L – коэффициент Лэнкфорда,

$$R_L = \frac{\mu}{(1-\mu)}. \quad (16)$$

Давление, создаваемое эластичным элементом при формообразовании вогнутой детали, рассчитывали по формуле (2). Величину этого давления определяет эластичный буфер *2* (см. рис. 1). В основу расчета положено равенство сил эластичного элемента и эла-

стичного буфера, действующих на подкладную плиту (с разных сторон):

$$\frac{\pi(D_{\text{конт}}^2 - d^2)}{4} q = \frac{\pi(D_б^2 - d_б^2)}{4} q_б, \qquad (17)$$

где q, $q_б$ – соответственно давления, создаваемые эластичным элементом и эластичным буфером; $D_б$ = = (0,75...0,8)$D_{\text{конт}}$ – наружный диаметр эластичного буфера; $d_б = d/(0,75...0,8)$ – внутренний диаметр эластичного буфера.

В результате проведенной серии экспериментов отработана конструкция модельной штамповой оснастки, рассчитан на прочность контейнер, определена сила процесса, получены детали выпуклой и вогнутой формы, сделаны замеры толщин. Оценка разнотолщинности (1...2 %) позволяет характеризовать толщину стенки деталей как равномерную. Чтобы выполнить условие $\frac{S_{\text{заг}}}{D} < 0{,}008$, необходимо, чтобы абсолютная толщина заготовки не превышала 0,345 мм.

На основании сделанных выводов была разработана методика (последовательность выполняемых операций) проектирования процесса формовки тонкостенных осесимметричных деталей усеченной сужающейся формы с равномерной толщиной стенки из конических заготовок. Предлагаемая методика заключается в следующем:

1. Провести конструктивно-технологический анализ детали с точки зрения пригодности для рассматриваемого процесса (относительная высота, толщина, форма детали: отсутствует эластичный элемент или применяется).

2. Определить механические свойства исследуемых материалов. Механические свойства материалов ($\delta_р$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$, μ) определяют по ГОСТ 7855–55 и ГОСТ 1497–61 или по справочной литературе.

3. Определить размеры конической заготовки. Для получения детали необходимо использовать коническую заготовку, размеры которой вычисляются в зависимости от размеров готовой детали: $D_з$, $d_з$, $\alpha_{\text{заг}}$ (рис. 4):

$$d_з = d + 2(7...12)S_{\text{заг}} \sin\alpha_{\text{заг}};$$
$$D_з = D + 2(7...10)S_{\text{заг}} \sin\alpha_{\text{заг}},$$

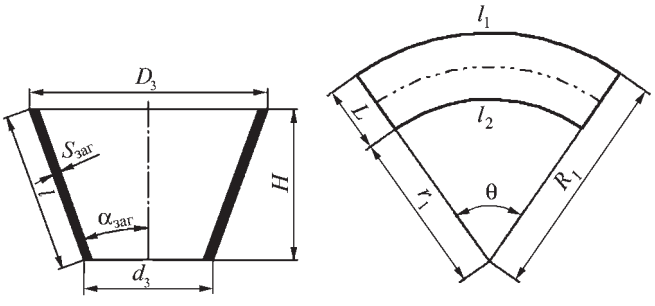


Рис. 4. Схема заготовки и развертки

где $d_з$, $D_з$ – соответственно диаметр меньшего и большего основания заготовки с учетом припуска под зажимы.

Для детали выпуклой формы определяют угол конусности исходной заготовки. Он равен углу наклона, образованного касательной, проведенной к кромке детали у меньшего основания. Для детали вогнутой формы угол конусности вычисляют по формуле (4).

4. Построить развертку заготовки. Для построения развертки (см. рис. 4) используются формулы:

$$\theta = 2\pi\sin\alpha_{\text{заг}};\ R_1 = \frac{l_1}{\theta};\ r_1 = \frac{l_2}{\theta}, \qquad (18)$$

где l_1, l_2 – длины дуг; θ – угол развертки; R_1 – расстояние от центра развертки до ее большего основания; r_1 – расстояние от центра развертки до ее меньшего основания.

5. Определить толщину заготовки:

– для выпуклой детали по формуле (5);

– для вогнутой детали по формуле (7).

6. Определить предельные параметры процесса по формулам (14–16).

7. Определить технологические параметры:

– перемещение пуансона для выпуклой детали по формуле (11), для вогнутой детали по формуле (13);

– для вогнутой детали необходимо рассчитать давление, создаваемое эластичным элементом по формуле (2);

– по размерам подкладной плиты вычислить силу противодавления буферного устройства;

– давление, сжатие, размеры эластичного буфера;

– сила процесса формовки:

$$P = \sigma'_\rho \pi D S_{\text{дет}}, \qquad (19)$$

где σ'_ρ – вертикальная составляющая напряжения в меридиональном направлении,

$$\sigma'_\rho = \sigma_\rho \cos\alpha_{\text{дет}}, \qquad (20)$$

σ_ρ вычисляется по формуле

$$\sigma_\rho = \sigma^*_\rho \frac{1 + Б\left(k\left(1 - \frac{f_1}{f}\right) \pm 1\right)x}{1 + Ax}, \qquad (21)$$

где

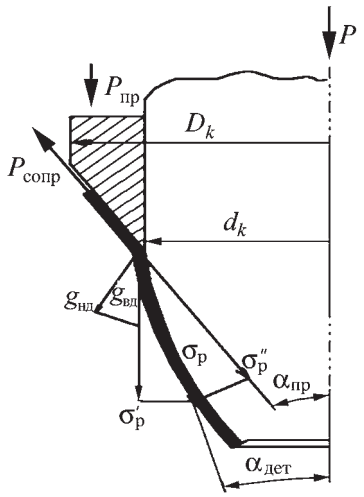
$$A = 1 - \mu - f\mu\ \text{ctg}\alpha;\ Б = \frac{r'f}{\sin\alpha};\ x = \left(\frac{\rho'}{r'} - 1\right);\ \rho' = \frac{\rho}{R_\rho}. \qquad (22)$$

Граничное значение σ^*_ρ находят по известному значению толщины детали и найденной толщине заготовки:

$$\sigma^*_\rho = \frac{\sigma_{\text{то}}}{\sqrt{1-\mu^2}} + \frac{П}{1-\mu^2}\left(\frac{S_{\text{заг}} - S_{\text{дет}}}{S_{\text{заг}}}\right), \qquad (23)$$

где П – модуль упрочнения; $\sigma_{\text{то}}$ – экстраполированный предел текучести.

Рис. 5. Схема действия сил на верхнем прижиме



В случае применения в процессе формовки эластичного элемента силу процесса определяют с учетом силы, создаваемой эластичным элементом $P_э$:

$$P = \sigma'_\rho \pi D S_{\text{дет}} + P_э, \quad (24)$$

$$P_э = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4} q; \quad (25)$$

– сила прижима (рис. 5):

$$P_{\text{пр}} = g_{\text{в.д}} F_{\text{проекция}}, \quad (26)$$

где $F_{\text{проекция}}$ – площадь проекции конуса прижима на горизонтальную плоскость; $g_{\text{в.д}}$ – вертикальная составляющая от давления прижима.

Из геометрических соображений:

$$F_{\text{проекция}} = \frac{\pi(D_к^2 - d_к^2)}{4}; \quad (27)$$

$$g_{\text{в.д}} = \frac{g_{\text{н.д}}}{\sin\alpha_{\text{пр}}}; \quad (28)$$

$$g_{\text{н.д}} = \frac{P_{\text{н.пр}}}{F_{\text{кон}}}, \quad (29)$$

$g_{\text{н.д}}$ – нормальная составляющая от давления прижима; $D_к$ – больший диаметр конуса; $d_к$ – меньший диаметр конуса; $F_{\text{кон}}$ – площадь конической поверхности; $P_{\text{н.пр}}$ – нормальная составляющая силы прижима,

$$P_{\text{н.пр}} = \frac{P_{\text{тян}}}{f}, \quad (30)$$

$$F_{\text{кон}} = \frac{\pi(D_к^2 - d_к^2)}{4\sin\alpha_{\text{пр}}}, \quad (31)$$

где $P_{\text{тян}}$ – тянущая сила,

$$P_{\text{тян}} = \sigma''_\rho \pi D S_{\text{дет}}, \quad (32)$$

где σ''_ρ – напряжение, определяющее тянущую силу из зажимов заготовки:

$$\sigma''_\rho = \sigma_\rho \cos(\alpha_{\text{пр}} - \alpha_{\text{дет}}).$$

8. Определение конструктивных особенностей штамповой оснастки:

– внутренний диаметр контейнера определяется из условия, чтобы величина смещенного объема не превышала 25 % объема эластичного элемента, заключенного в объеме контейнера и была не меньше большего диаметра детали;

– толщина контейнера выбирается из условия прочности:

$$\sigma_\theta = \frac{q r_{\text{конт}}^2}{R_{\text{конт}}^2 - r_{\text{конт}}^2} + \frac{q r_{\text{конт}}^2 R_{\text{конт}}^2}{R_{\text{конт}}^2 - r_{\text{конт}}^2} \frac{1}{r_{\text{конт}}^2} \le [\overline{\sigma}_\theta],$$

где $R_{\text{конт}}$, $r_{\text{конт}}$ – радиусы контейнера наружный и внутренний соответственно.

Разработанная методика проектирования процесса формовки тонкостенных осесимметричных деталей усеченной сужающейся формы позволяет получать равномерные толщины стенки и механические свойства за счет действия активных сил трения между пуансоном и заготовкой, которые перераспределяют напряжения в меридиональном направлении σ_ρ, уменьшая их в зоне наименьшего диаметра и увеличивая в зоне наибольшего диаметра.

Экспериментальные исследования и сравнение толщин полученных деталей с заданной позволили установить: предложенная методика является приемлемой, а погрешность между теоретическими и экспериментальными значениями не превышает 15...18 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **А.с. 1748905 СССР, МКИ 5 B 21 D 22/30.** Способ штамповки тонкостенных осесимметричных изделий / И.П. Попов, В.Д. Маслов, А.Н. Карпухин (СССР). № 4760202; заявл. 23.11.89; опубл. 23.07.92, Бюл. № 27.

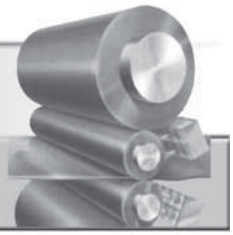
2. **Пат. 58055 Российская Федерация, МПК 7 B 21 D 22/30.** Устройство для формообразования оболочек сужающейся формы / И.П. Попов, В.Д. Маслов, Е.Г. Демьяненко; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО Самар. гос. аэрокосм. ун-т. 2006117037/22; заявл. 17.05.2006; опубл. 10.11.2006, Бюл. № 31.

3. **Пат. 78709 Российская Федерация, МПК [7] B 21 D 20/30.** Устройство для формообразования тонкостенных усеченных сужающихся оболочек / И.П. Попов, Е.Г. Демьяненко, К.И. Десятниченко; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО Самарский аэрокосмический университет им. академика С.П. Королева. 2008112698; заявл. 02.04.2008; опубл. 10.12.2008, Бюл. № 34.

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

5. **Гречников Ф.В.** Деформирование анизотропных материалов. М.: Машиностроение, 1998. 448 с.

Елена Геннадьевна Демьяненко, канд. техн. наук,
e-dem@mail.ru;
Игорь Петрович Попов, д-р техн. наук



УДК 621.74.047

Ю.Н. Логинов *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург),*
А.Ю. Зуев *(ЗАО "СП "Катур-Инвест", г. Верхняя Пышма)*

Формоизменение и сопротивление деформации анизотропной непрерывно-литой меди*

Выполнены исследования особенностей формоизменения, а также исследовано сопротивление деформации анизотропной литой меди, полученной на литейной установке HAZELETT, совмещенной с прокатным станом в процессе CONTIROD. Выявлено, что непрерывно-литая медная заготовка, полученная методом CONTIROD, имеет дендритное строение и обладает анизотропными свойствами.

Researches of features forming are executed and also deformation resistance of the anisotropic cast copper received on foundry installation HAZELETT combined with the rolling mill in the course of CONTIROD is investigated. It is revealed that the copper received by method CONTIROD has dendritic structure and possesses anisotropic properties.

Ключевые слова: метод HAZELETT; процесс CONTIROD; пластическая деформация; медь; анизотропия; прокатка.

Keywords: HAZELETT-method; CONTIROD-process; plastic deformation; copper; anisotropy; rolling.

Актуальные проблемы. Для кабельной промышленности заготовительным производством является получение медной катанки тем или иным способом. Объект данного исследования – литая медная заготовка прямоугольного сечения, полученная на установке непрерывного литья типа HAZELETT [1] и предназначенная для последующей деформации на стане горячей сортовой прокатки в целях получения катанки (идеология CONTIROD) и волочения ее в готовую проволоку.

По данным американской фирмы HAZELETT STRIP CASTING CORPORATION около 30 % медной катанки в мире производится по данной технологии, поэтому результаты данного исследования могут оказаться интересными для большого круга специалистов.

Одной из проблем, возникающих при производстве литой заготовки из технически чистой кислородсодержащей меди марки М00, является крупнозернистое дендритное строение металла, что приводит к анизотропии механических характеристик [2]. Наличие интенсивного отвода тепла в установке непрерывной разливки (рис. 1, *а*) вызывает направленный рост кристаллов с образованием ярко выраженного дендритного строения (рис. 1, *б*), что приводит к анизотропии свойств литой заготовки, это обстоятельство приходится учитывать при назначении калибровки валков, по крайней мере, в первых проходах прокатки.

Следует отметить, что проблемам описания анизотропного состояния и текстурообразования меди в состоянии деформированной проволоки посвящено много работ, например [3–6], однако очень мало исследований направлено на изучение перехода от литого к горячедеформированному состоянию в условиях, приближенных к работе производственных установок.

Таким образом, изучение особенностей свойств меди в состоянии перехода от литой заготовки к катанке в условиях реального производства является актуальной задачей.

Методика исследования. От непрерывно-литой заготовки, имеющей ширину 120 мм и высоту 70 мм, полученной на установке HAZELETT, отрезали поперечные темплеты толщиной около 15 мм. Каждый темплет разрезали на образцы кубической формы с длиной ребра куба 15...17 мм.

В этом эксперименте важна фиксация положения образцов и их привязка к системе координат, в которой расположен слиток. Выполнили разметку образцов в

* Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства по науке и инновациям в рамках выполнения федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" (госконтракт 02.740.11.0537).

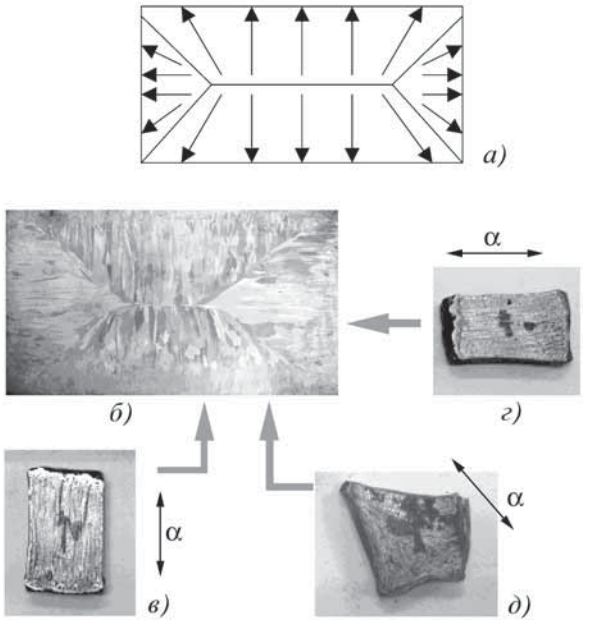


Рис. 1. Направления отвода тепла от расплава металла при кристаллизации прямоугольного слитка (*а*), ориентация дендритов (*б*) в поперечном сечении непрерывно-литой медной заготовки и форма в плане осаженных образцов (*в*, *г*, *д*) с указанием соответствующих мест вырезки (серые стрелки); стрелки *α* характеризуют направление роста дендритов

темплете: верхняя, нижняя, левая и правая стороны заготовки отмечались как В, Н, Л и П соответственно. В горизонтальном ряду удавалось добиться размещения шести образцов, им присвоили номера 1...6, а в вертикальном ряду – трех образцов и их обозначили символами В (верх), С (середина) и Н (низ). Таким образом, каждый образец получил двухкоординатное представление, например, Н1, С2 и т.д.

Для распознавания граней кубов на лицевой стороне куба наносили стрелку, характеризующую направление вверх, сама грань со стрелкой располагалась на поперечном сечении заготовки. Ввели обозначения геометрических параметров каждого из кубов: B, L и H, эти обозначения не меняли при переворотах и их различной ориентации в последующих опытах, связанных с деформацией. Исходное состояние размеров характеризовали этими же символами, но с подстрочным индексом 0 (ноль): B_0, L_0 и H_0.

Каждый из кубических образцов подвергали осадке на гладком инструменте в холодном или горячем состоянии. Опыты по осадке образцов в холодном состоянии проводили на гидравлическом прессе максимальной силой 500 кН. У каждого образца измеряли B_0, L_0 и H_0 с точностью цены деления микрометра 0,05 мм и определяли среднюю величину параметра.

Назначали направление осадки, на контактную поверхность наносили смазку в виде смеси чешуйчатого графита и солидола, образец размещали на полированных бойках и сдавливали плитами пресса, останавливая при достижении нагрузки 40, 80, 120 и 160 кН. После каждой остановки образец вынимали, очищали от смазки, измеряли геометрические параметры, смазывали и вновь нагружали.

Для каждой ступени рассчитывали площадь контактной поверхности F, объем заготовки V, относительное обжатие ε, сопротивление деформации σ_s и относительное изменение размеров L_i/L_0, B_i/B_0, H_i/H_0. Расчет объема осуществляли как проверочный для установления выполняется ли условие постоянства массы по ступеням нагружения.

С позиции механики деформируемого тела описание особенностей формоизменения для анизотропного материала можно осуществлять различными методами. В статье [2] результаты осадки кубических образцов описаны с помощью отношения длин ребер куба до и после деформации.

Методически более правильным является введение показателей степени деформации, измеренной вдоль определенного направления, например, длины L, ширины B, высоты H, при этом понятия длины, ширины и высоты привязаны к расположению сторон литой заготовки: длина – вдоль оси литья, ширина – горизонтальный размер, высота – вертикальный размер. Тогда возникают следующие обозначения:

степень деформации (логарифмическая) вдоль длины $\varepsilon_L = \ln(L_i/L_0)$;

степень деформации вдоль ширины $\varepsilon_B = \ln(B_i/B_0)$;

степень деформации вдоль высоты $\varepsilon_H = \ln(H_i/H_0)$.

Из условия постоянства объема с учетом знака деформаций (деформации удлинения – положительные, а деформации укорочения – отрицательные) следует, что $\varepsilon_L + \varepsilon_B + \varepsilon_H = 0$. В предлагаемой методике испытаний одна из деформаций является деформацией укорочения (иногда ее называют деформацией сжатия, она отрицательна), а две другие – деформации удлинения (они положительны).

В терминах теории обработки металлов давлением смещенный, например, вдоль оси L объем при испытании частично переходит в вытяжку, частично – в уширение. Если они равны, то равны показатели ε_B и ε_H, но тогда из условия постоянства объема $\varepsilon_B = \varepsilon_H = -\varepsilon_L/2$, что является признаком изотропности материала вдоль направлений B и H (но не является признаком изотропности вдоль других направлений).

Такая методика отличается от принятых приемов отражения результатов испытаний изотропных материалов, например параметра нормальной анизотропии Ланкфорда (Lankford value)

$$\bar{r} = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$$

и параметра плоской анизотропии

$$\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2,$$

где r_0, r_{90}, r_{45} – отношения степеней деформации по ширине и толщине при растяжении образца, вырезанного под углом соответственно 0, 45 и 90° по отношению к направлению прокатки (Lankford W.T., Shy-

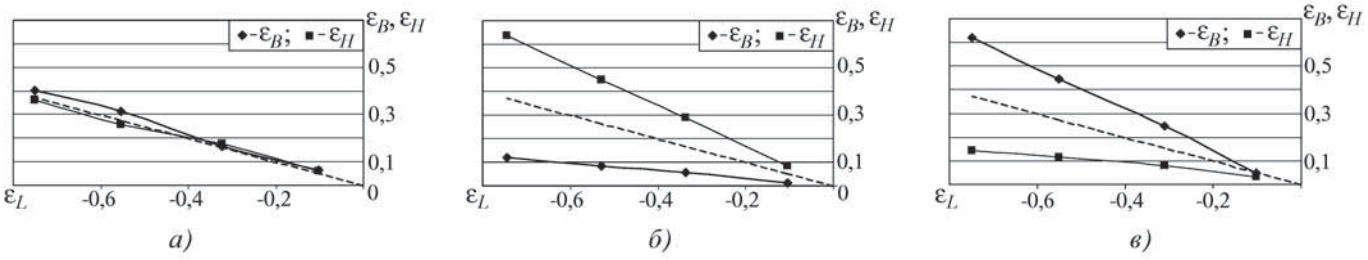


Рис. 2. Изменение степени деформации ε_B и ε_H при осадке вдоль длины литой заготовки для образцов Н1 (*а*), Н3 (*б*), С1 (*в*); сплошные линии соединяют опытные точки, штриховая линия характерна для изотропного состояния

der S.C., Bausher J.A. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets // Trans. ASM. 1950. V. 42. P. 1197–1205).

Это объясняется тем, что для плоского листа возможен только один вариант вырезки образцов на растяжение – из плоскости проката с разворотом на углы 0, 45 и 90° по отношению к направлению прокатки. Образцы на растяжение вдоль толщины плоского проката отобрать невозможно из-за малости этого размера.

В отличие от приведенного подхода испытания непрерывно-литой заготовки более сложные, так как заготовка представляет собой не плоский лист, а объемную фигуру. Применение кубических образцов, а не образцов на растяжение, позволяет проводить испытания в ортогональных направлениях, а также при любом их развороте в пространстве.

Формоизменение в холодном состоянии. На рис. 1, *в–д* представлены контуры образцов, осаженных вдоль оси литья, при этом образцы расположены напротив мест их вырезки: середина нижней части, прилегание к угловой части и середина боковой части темплета.

Образцы перед осадкой имели форму квадрата в плане, а после осадки превратились в несимметричные фигуры. Явно выражена вытянутость образцов вдоль

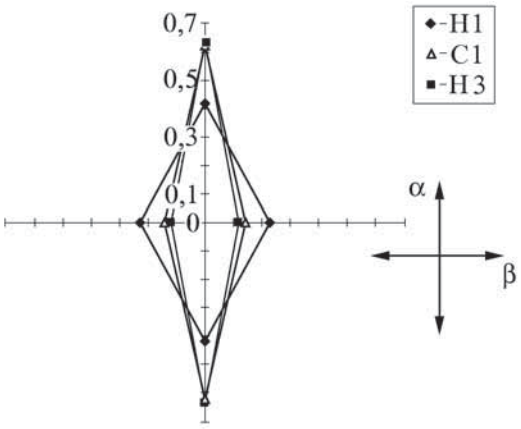


Рис. 3. Достигнутая степень деформации вдоль осей дендритов α и в ортогональном направлении β для образцов Н1, С1, Н3

направления роста кристаллов. При этом образцы, прилегающие к вертикальной и горизонтальной сторонам темплета, в плане имеют форму прямоугольника, вытянутого в направлении, перпендикулярном соответствующим сторонам темплета. Угловой образец в плане трансформировался из квадрата в косоугольный четырехугольник с вытягиванием одной из диагоналей вдоль ее оси.

В целом отмечены макроискажения контуров заготовок (они не являются отрезками прямых линий), что объясняется неравномерной деформацией каждого зерна, имеющего значительный объем. В результате для последующих расчетов усредняли значения линейных размеров.

По результатам измерений построены графики (рис. 2), из которых видно, что деформации вдоль ширины и вдоль высоты для образца Н1 практически совпали, образец Н3 интенсивно удлиняется вдоль высоты, а образец С1, наоборот, интенсивно удлиняется вдоль ширины литой заготовки. При этом разница в степенях деформации вдоль различных осей значительна и достигает шестикратной величины (0,6 против 0,1), что свидетельствует о высокой степени анизотропии.

Несмотря на совпадение хода кривых для образца Н1 по его форме на рис. 1, *д* видно, что неоднородность деформации характерна и для этого случая осадки, однако направления измерений уширения и удлинения не совпали с направлениями роста кристаллов. Поэтому для образца Н1 было решено измерить максимальный размер вдоль диагонали (т.е. вдоль предпочтительного направления роста дендритов) и вычислить степень деформации относительно размера исходной диагонали.

Таким образом изменили систему координат, и теперь она привязана к направлению роста дендритов. Ввели обозначения: направление α соответствует направлению роста дендритов, направления β и γ – ортогональны ему.

Аналогичные расчеты были выполнены для образцов С1 (см. рис. 1, *г*) и Н3 (см. рис. 1, *в*) с привязкой к направлению роста дендритов. Результаты измерений и расчетов представлены на рис. 3.

Как видно из лепестковой диаграммы, преимущественное пластическое течение наблюдается вдоль оси

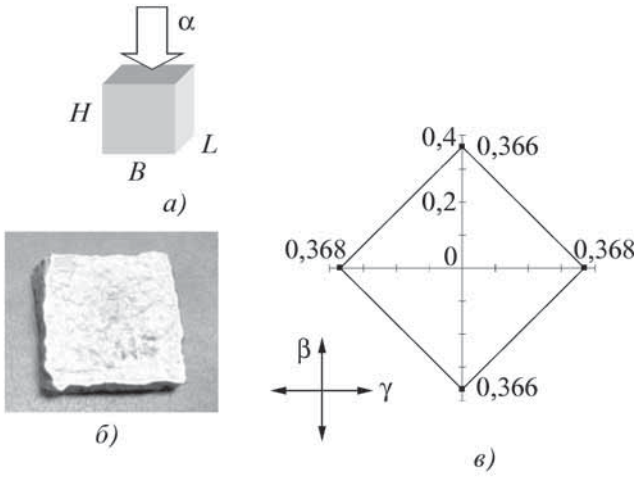


Рис. 4. Направление деформации сжатия образца Н5 (*а*), форма в плане кубического образца после деформации (*б*) и соотношение степеней деформации вдоль направлений β и γ (*в*)

дендритов во всех случаях измерений. Наибольшим образом степень деформации по оси дендрита превышает степень деформации в поперечном направлении для образца Н3, примыкающего к середине нижней части темплета (0,6 против 0,1). Наименьшая разница выявлена для образца в угловой части темплета (0,4 против 0,2), что объясняется стеснением течения дендритов, вынужденных деформироваться одновременно вдоль двух направлений (горизонтального и вертикального).

В следующей серии опытов изменили направление приложения силы при испытаниях (рис. 4). На образец Н5 нижнего яруса темплета воздействовали в направлении высоты литой заготовки, т.е. в направлении α роста дендритов. На фотографии видны искажения боковых поверхностей, которые образовались из-за неоднородного течения каждого из дендритов, но в целом соотношение сторон образца оказалось близко к единице, степени деформации вдоль направлений β и γ оказались равны 0,366 и 0,368, т.е. практически совпали. Таким образом, вдоль этих направлений не было выявлено анизотропии пластического течения.

На подобный образец воздействовали силой, направленной не вдоль длины, а вдоль ширины заготовки, т.е. в направлении, перпендикулярном оси роста дендритов. Результаты этого опыта представлены на рис. 5. Выявлено, что вдоль высоты степень деформации ε_H примерно в 3 раза больше, чем вдоль длины ε_L. Ориентация дендритов для этого места вырезки образца – вдоль высоты, поэтому подтверждено, что преимущественное пластическое течение осуществляется вдоль длины дендрита.

Как видно из предыдущих опытов, металл проявляет анизотропные свойства при воздействии на дендрит перпендикулярно его оси и не проявляет анизотропных свойств при воздействии на дендрит вдоль его оси. Ранее выполненные исследования [7] литой медной катанки, полученной методом вытягивания на установках Оуто Кумпу, также выявили анизотропию ее свойств: при поперечном нагружении катанка деформировалась преимущественно вдоль оси литья.

Формоизменение в горячем состоянии. Выше было показано, что для непрерывно-литой заготовки характерна значительная анизотропия пластического течения в холодном состоянии, что не означает наличия такого же явления для металла в горячем состоянии. Трудность проведения испытания в горячем состоянии заключалась в том, что во время осадки на прессе или испытательной машине с относительно невысокой скоростью деформации металл подвергается динамической рекристаллизации, которая переводит его в изотропное состояние, что не дает возможности оценить влияние текстуры. Поэтому принято решение подвергнуть образец деформации с большой скоростью нагружения на молоте для того, чтобы предотвратить протекание процессов динамической рекристаллизации.

Применяли молот с массой падающих частей 250 кг. Образец нагревали в силитовой печи в течение 5 мин, загружали в разогретый до той же температуры термос, переносили на молот, вынимали образец из термоса, располагали на нижнем бойке и осуществляли один удар верхним бойком.

Выявили, что форма образца в основном повторяет форму образца, деформированного в режиме холодной деформации, поэтому при анализе формоизменения при горячей прокатке можно пользоваться качественными выводами, полученными при холодной осадке.

Определение сопротивления деформации. Отдельным вопросом является установление различий для величин сопротивления деформации, измеренных в разных направлениях. Его определяли на каждой стадии осадки, зная силу осадки и текущую площадь контактной поверхности. На рис. 6 приведены графики сопротивления деформации, построенные для различных образцов материала в холодном состоянии. Из графиков видно, что кривые практически совпадают.

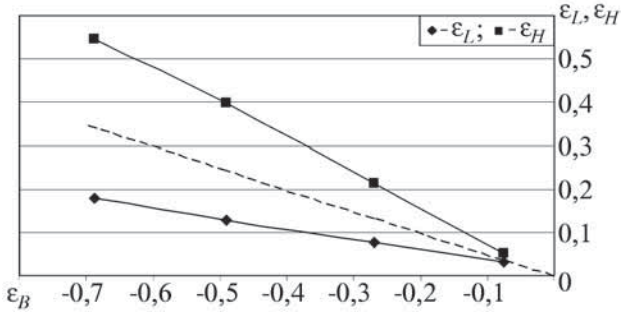


Рис. 5. Изменение степени деформации ε_L и ε_H при осадке вдоль ширины литой заготовки; сплошные линии соединяют опытные точки, штриховая линия характерна для изотропного состояния

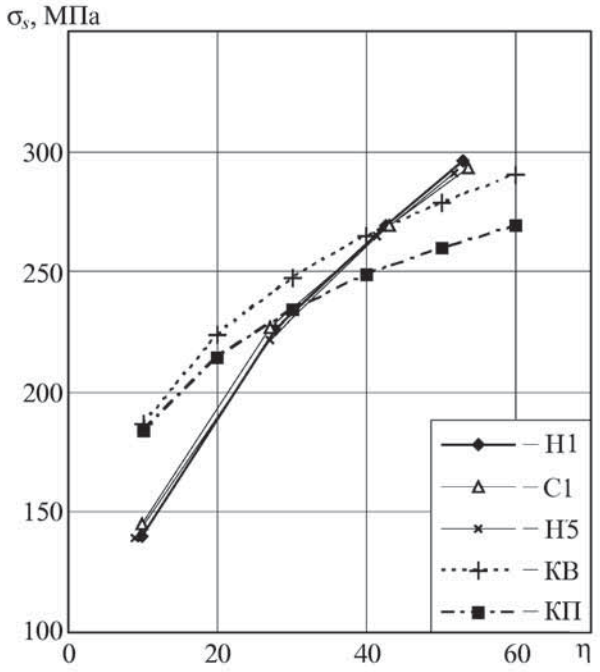


Рис. 6. Сопротивление деформации меди при переходе из литого состояния в деформированное:
Н1, С1, Н5 – образцы из непрерывно-литой заготовки поперечным сечением 70×120 мм из меди М00; КВ и КП – образцы из непрерывно-литой заготовки диаметром 8 мм из меди М1

Полученные данные аппроксимированы методом наименьших квадратов функциями типа

$$\sigma_s = a\varepsilon^b,$$

где a, b – коэффициенты уравнения регрессии; ε – относительное обжатие, %.

Коэффициенты уравнения регрессии, коэффициенты корреляции R^2 линеаризованных зависимостей и максимальное отклонение от опытных данных Δ_{max}, справедливые в области определения ε = 10...50 %, приведены в таблице.

Для сравнения на рис. 6 изображены также зависимости сопротивления деформации литой катанки диаметром 8 мм из меди марки М1 производства ЗАО "Кыштымский медеэлектролитный завод". Направления измерений указаны в обозначениях: КВ – вдоль оси катанки, КП – поперек оси.

Результаты аппроксимации кривых упрочнения литой меди М00

Образец	a, МПа	b	R^2	Δ_{max}, %
Н1	51,11	0,444	0,9992	–1,5
Н3	52,72	0,449	0,9945	2,1
С1	56,68	0,415	0,9985	–1,8

Литая катанка диаметром 8 мм, в частности, отличается гораздо меньшим размером зерна, чем это характерно для слитка крупного сечения, использованного для проведения опытов. Видно, что в исходном состоянии катанка проявляет более высокий уровень прочностных свойств. Однако медь с крупными дендритами прочнее при достижении относительной деформации 30 % и выше.

Обсуждение результатов исследования. В статье [8] было показано, что формоизменение при прокатке непрерывно-литой медной заготовки сопровождается некоторыми аномалиями. Если подбирать коэффициент трения по проходам прокатки, опираясь на реальное формоизменение и хорошо себя зарекомендовавшие методики расчета калибровок, то получается, что в первых проходах прокатки коэффициент трения велик (до 0,44), а затем он снижается по мере прохождения следующих калибров (до 0,32). Такое явление трудно объяснить с позиции изменения состояния поверхности: по мере прокатки металл окисляется и скорее должна наблюдаться обратная картина: коэффициент трения должен увеличиваться.

Была высказана гипотеза, что объяснением феномена является увеличение скорости прокатки по мере продвижения полосы в клетях прокатного стана, на что указывает также ряд исследователей. Однако эта гипотеза пока не имеет реального подтверждения со стороны физики процесса. Поэтому может быть высказана равноправная гипотеза следующего вида: металл в литом состоянии имеет анизотропию свойств, которая сказывается на предпочтительном перемещении металла в определенном направлении. Это оказывает влияние на формоизменение металла, что в свою очередь приводит к получению завышенных значений коэффициента трения.

Результаты измерения физических констант, характеризующих медь, показывают ее крайнюю чувствительность к текстурообразованию. Так, в работе [9] приведены данные о почти двукратном изменении модуля нормальной упругости меди в зависимости от направления измерения. Примерно такие же данные приведены в справочнике [10] со ссылкой на работу P. Dies (Kupfer und Kupfer legierungen in Technik. 1967. 858 p.).

Кроме сведений о физических константах имеются данные, описывающие пластическое состояние анизотропной меди. Судя по данным исследователей из США (Los Alamos National Laboratory и Iowa State University) [12], наименьшим напряжением текучести (аналог сопротивления деформации) обладают объемы ГЦК-металла (например, меди), ориентированные в направлении [100], более высоким – в направлении типа <211> и наиболее высоким – в направлении типа <111>. Полученные при этом кривые упрочнения являются функциями скорости деформации, причем с ростом скорости деформации различие в положении кривых упрочнения нарастает. Из работы [13] следует, что наиболее высокое значение напряжения пластиче-

ского течения сжатия, как и характеристики темпа упрочнения, достигаются для ориентации монокристалла меди в направлении типа <111>, меньшие значения обеспечивают ориентировки типа <110> и <132>.

Следует отметить, что при литье столбчатая дендритная структура создается в направлении теплоотвода, при этом направление типа <100> соответствует оси дендрита [14, 15], остальные направления оказываются наклонными относительно этого направления, в том числе и направление типа <111>, в отношении которого фиксируются повышенные прочностные свойства. Поэтому на наклонном относительно оси заготовки направлении следует ожидать повышения сопротивления деформации, что придется учитывать в уточненных расчетах напряженного состояния.

Таким образом, полученные в данном исследовании результаты не противоречат литературным источникам. Следует отметить, что в методиках расчета калибровок прокатных станов до сих пор не заложена возможность учета анизотропии пластического течения металла.

При наличии исходных данных об особенностях удлинения или уширения различных металлов и сплавов в функции от направления кристаллизации можно было бы подумать о создании новых методик расчета калибровки при прокатке анизотропных материалов, по крайней мере, в первых проходах, пока литая структура не будет разрушена. В этом заключается практическая значимость работы. Как отмечают исследователи [16], сведения о процессах текстурирования позволяют оптимизировать процессы обработки давлением.

Выводы

1. Непрерывно-литая медная заготовка, полученная методом CONTIROD, имеет дендритное строение и обладает анизотропными свойствами.

2. Выявлена анизотропия пластического течения отдельных участков непрерывно-литой заготовки.

3. Анизотропия пластического течения связана с направлением расположения дендритов, при прочих равных условиях вдоль оси дендрита пластическое течение развивается более интенсивно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 4155396 США, B 22 D 11/06.** Method and apparatus for continuously casting copper bar product / Dompas J., Hazelett R.; заявитель HAZELETT STRIP CASTING CORP. IPC. Опубл. 22.05.1979.

2. **Логинов Ю.Н., Мысик Р.К., Романов В.А.** Анизотропные характеристики непрерывно-литой кислородсодержащей меди // Литейщик России. 2008. № 3. С. 25–27.

3. **Baudin T., Etter A.L., Penelle R.** Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements // Materials Characterization. 2007. V. 58. P. 947–952.

4. **Логинов Ю.Н., Котов В.В.** Проявления текстуры в полуфабрикатах из меди. Особенности обработки и применения изделий из тяжелых цветных металлов. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. С. 368–378.

5. **Jakani S., Baudin T., de Novion C.-H., Mathona M.-H.** Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires // Materials Science and Engineering. A 456 (2007). P. 261–269.

6. **Иванова С., Станоевич Б., Маркович Д.** Влияние высоких степеней деформаций на текстуру медной проволоки // Цветные металлы. 2002. № 2. С. 71–73.

7. **Логинов Ю.Н., Мальцева Л.А., Вырлина Л.М., Копылова Т.П.** Проблемы применения медной катанки в кабельной промышленности // Кабели и провода. 2001. № 2 (267). С. 14–16.

8. **Логинов Ю.Н., Инатович Ю.В., Зуев А.Ю.** Исследование контактного трения при непрерывной горячей прокатке катанки из электротехнической меди // Производство проката. 2010. № 2. С. 14–19.

9. **Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.** Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.

10. **Осинцев О.Е., Федоров В.Н.** Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки и сплавы: справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.

11. **Wang Z.Q., Beyerlein I.J., LeSar R.** Plastic anisotropy in FCC single crystals in high rate deformation // International Journal of Plasticity. 2009. V. 25. P. 26–48.

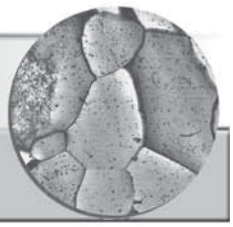
12. **Старенченко В.А., Лычагин Д.В.** Геометрический эффект в упрочнении и локализации деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. 2000. № 3. Вып. 2. С. 47–54.

13. **Бородкина М.М., Спектор Э.Н.** Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 272 с.

14. **Ватрушин Л.С., Осинцев В.Г., Козырев А.С.** Бескислородная медь. М.: Металлургия, 1982. 192 с.

15. **Гречников Ф.В., Зайцев В.М., Самонин В.Н., Осиновская И.В.** Использование показателей анизотропии с текстурой в оптимизации процессов деформирования // Известия Самарского научного центра РАН. 1999. № 2. С. 310–318.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
un1@mtf.ustu.ru;
Андрей Юрьевич Зуев, старший технолог



УДК 621.15:620.186:539.12

В.Б. Костерев*, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, О.Ю. Ефимов*, С.В. Коновалов**
(ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк,*
*** Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, г. Томск,*
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Закономерности формирования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С[1]

Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнены послойные количественные исследования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры термоупрочненной балки из стали 09Г2С. В поверхностных слоях установлено образование бескарбидного бейнита и мартенсита, а в центральной части – ферритно-перлитной структуры. Скалярная плотность дислокаций уменьшается от $9{,}9 \cdot 10^{10}$ $см^{-2}$ на поверхности упрочнения до 10^{10} $см^{-2}$ в центральной части.

The layer quantitative investigations of structure-phase states and dislocation substructure of thermostrengthened 09G2S steel H-beam are performed by methods of transmission electron microscopy. The formation of the carbide less bainite and martensite is established in surface layers and the ferrite-perlite structure one – in the central part. The scalar density of dislocations decreases from $9{,}9 \cdot 10^{10}$ $см^{-2}$ on the strengthening surface up to 10^{10} $см^{-2}$ in the central part.

Ключевые слова: сталь; термомеханическое упрочнение; дислокационная субструктура; фазовый состав.

Keywords: steel; thermomechanical strengthening; dislocation substructure; phase composition.

Введение. Существующие технологии термомеханического упрочнения обеспечивают повышение механических свойств проката без применения дорогостоящих легирующих добавок [1–3]. Регулирование температуры раскатов при прохождении клетей прокатного стана и при поступлении на холодильник, регулирование давления воды на подводах охлаждающей системы и варьирование схемы охлаждения по элементам профиля позволяют целенаправленно инициировать механизмы упрочнения стали, управляя механическими свойствами готового изделия [4, 5].

Одним из важнейших структурных механизмов упрочнения, практически всегда реализующихся при термомеханической обработке стали, является деформационное упрочнение, заключающееся в формировании дислокационной субструктуры [1–3].

Цель настоящей работы – анализ закономерностей изменения структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры в зависимости от расстояния до поверхности принудительного охлаждения двутавровой балки, подвергнутой термомеханическому упрочнению.

Материал и методика исследования. В качестве материала исследования использовали двутавровую балку ДП 155 из стали 09Г2С по ГОСТ 19281.

Предварительно выполненные исследования механических свойств балки после термомеханического упрочнения позволили установить режимы, обеспечивающие прочностные свойства полки двутавра выше требования класса 345 [5].

Температурно-скоростные параметры прокатки и ускоренного охлаждения балки приведены в таблице и на рис. 1, *а*.

Исследования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры стали осуществляли методами *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ) тонких фольг. Пластинки толщиной ~0,3 мм вырезали из полки балки параллельно внутренней поверхности профиля двутавра на расстоянии 4 и 7 мм от поверхности охлаждения (рис. 1, *б*, слои *2* и *3*); кроме этого, анализировали слой, непосредственно примыкающий к поверхности охлаждения (рис. 1, *б*, слой *1*).

[1] Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг." (гос. контракт № П332) и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 10-07–00172–а).

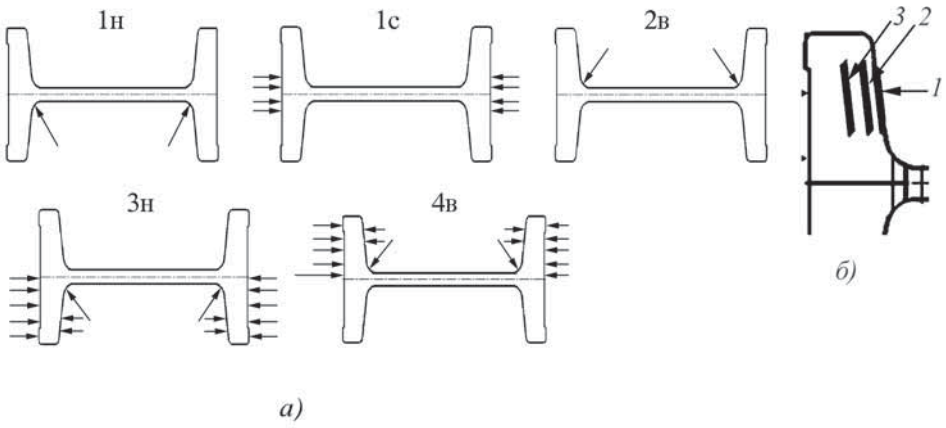


Рис. 1. Схема охлаждения двутавра (*а*) и препарирования образца при изготовлении фольг для ПЭМ анализа (*б*)

Режим ускоренного охлаждения проката [5]

Скорость прокатки, м/с	Температура, °С			Давление воды на подводах, МПа				
	после 3-й клети	после 9-й клети	при поступлении на холодильник	1н	2в	3н	4в	1с
6,0	1050...1160	1060...1100	800...850	0,15	0,15	0,25	0,25	0,30

Результаты исследования и их обсуждение. Электронно-микроскопический микродифракционный анализ показал, что высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в стали двухфазной структуры, состоящей из α-фазы (ОЦК твердый раствор на основе железа, феррит) и цементита (карбид железа). Основной является α-фаза.

При реализации диффузионного механизма γ⇒α-превращения образуются структурно-свободные зерна феррита различной степени дефектности, зерна перлита и зерна феррита, содержащие хаотически распределенные частицы цементита. При реализации сдвигового механизма γ⇒α-превращения формируется преимущественно бескарбидный бейнит и значительно реже мартенсит.

Состояние дефектной субструктуры α-фазы определяется как режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, так и механизмом γ⇒α-превращения [6].

Зерна структурно-свободного феррита. На расстоянии ~7 мм от поверхности охлаждения зерна структурно свободного феррита имеют блочную (субзеренную) структуру. Блоки анизотропны, коэффициент анизотропии (отношение поперечных размеров к продольным) $k = L/D = 2{,}5$.

Средние размеры блоков изменяются от 0,2 до 1,0 мкм; азимутальная составляющая угла полной разориентации блоков, оцениваемая по размытию рефлексов на микроэлектронограмме [6], достигает ~9,5°. В объеме блоков выявляется дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Средняя по зерну скалярная плотность дислокаций, определяемая методом случайно брошенной секущей [6], $\langle\rho\rangle = 3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

На расстоянии ~4 мм от поверхности охлаждения блоки обнаруживаются лишь вблизи границ зерен феррита. В объеме зерен выявляется дислокационная субструктура; дислокации распределены хаотически, либо формируют сетчатую структуру. Скалярная плотность дислокаций $\langle\rho\rangle = 3{,}4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

В слое, формирующем поверхность охлаждения, зерна структурно свободного феррита практически не выявляются.

Зерна феррита, содержащие частицы цементита. Данная структурная составляющая исследуемой стали в сравнительно малом количестве (8...15 %) присутствует в слоях, расположенных на расстоянии 7 и 4 мм от поверхности ускоренного охлаждения. Морфологической особенностью ее является присутствие в зернах феррита частиц цементита неправильной формы, расположенных хаотически относительно друг друга. Размеры продольных и поперечных частиц изменяются в пределах 50...100 и 10...30 нм соответственно. Дислокационная субструктура таких зерен представлена ячейками либо хаотически распределенными дислокациями. Скалярная плотность дислокаций относительно мала и составляет $\langle\rho\rangle = 1{,}0\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Зерна перлита, имеющие преимущественно пластинчатую морфологию, присутствуют в слоях, расположенных на расстоянии 4 и 7 мм от поверхности ускоренного охлаждения. Структура перлитных колоний несовершенна. Следуя терминологии, подробно изложенной в [2], наблюдаются ферритные промежутки в пластине цементита ("ферритные мостики"), криволинейные пластины цементита (рис. 2, *а*), цементитные ленты (рис. 2, *б*) и сростки различных конфигураций (рис. 2).

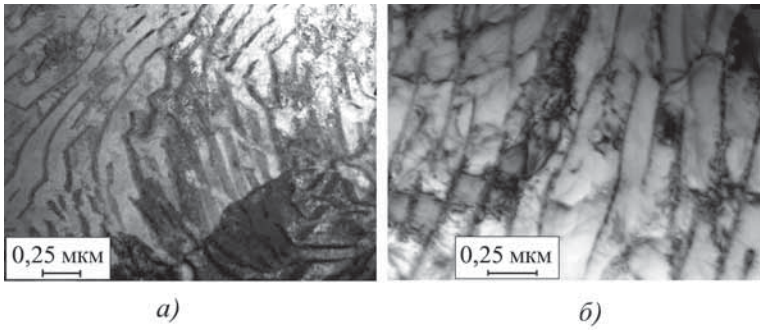


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение зерен перлита слоя стали 09Г2С, расположенного на расстоянии 7 мм от поверхности ускоренного охлаждения

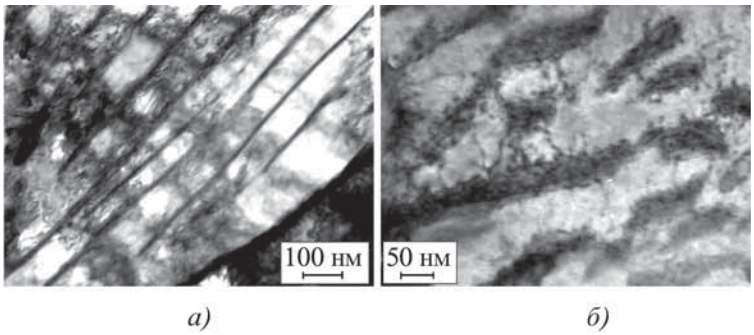


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры зерен перлита слоя стали 09Г2С, расположенного на расстоянии 7 мм от поверхности ускоренного охлаждения

Ферритная составляющая зерен перлита фрагментирована (рис. 3, *а*). Разориентация фрагментов в отдельных случаях достигает ~10°. В объеме фрагментов присутствуют дислокации, распределенные преимущественно хаотически (рис. 3, *б*). Скалярная плотность дислокаций $\langle\rho\rangle = 1{,}6\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Выявлена следующая особенность распределения дислокаций в ферритной матрице перлитного зерна: при низкой степени дислокаций (структура дислокационного хаоса) дислокации концентрируются вблизи межфазной границы феррит/цементит (см. рис. 3, *б*). Это обстоятельство указывает на возможную причину появления дислокаций – различие коэффициентов термического расширения феррита и перлита. Сетчатая дислокационная субструктура, как правило, не привязана к пластинам цементита, располагаясь по всему объему ферритной матрицы.

Зерна бескарбидного бейнита обнаруживаются исключительно в поверхностном слое стали (рис. 4). Пластины расположены параллельно друг другу и образуют пакеты, по морфологическому признаку напоминая пакетный мартенсит. Анализируя характерное изображение таких пакетов, можно отметить чередование пластин светлого и темного контраста (см. рис. 4, *а*). Микродифракционный анализ выявил присутствие лишь рефлексов α-фазы. Рефлексы остаточного аустенита и частиц карбидной фазы не выявляются.

Подобные по морфологическому признаку структуры ранее наблюдались в конструкционных сталях и подробно описаны в работах [7, 8], в которых такой тип структуры предложено называть бескарбидным бейнитом. Наряду с морфологическим сходством с бескарбидным бейнитом в структурах, представленных на рис. 4, наблюдается и некоторое отличие.

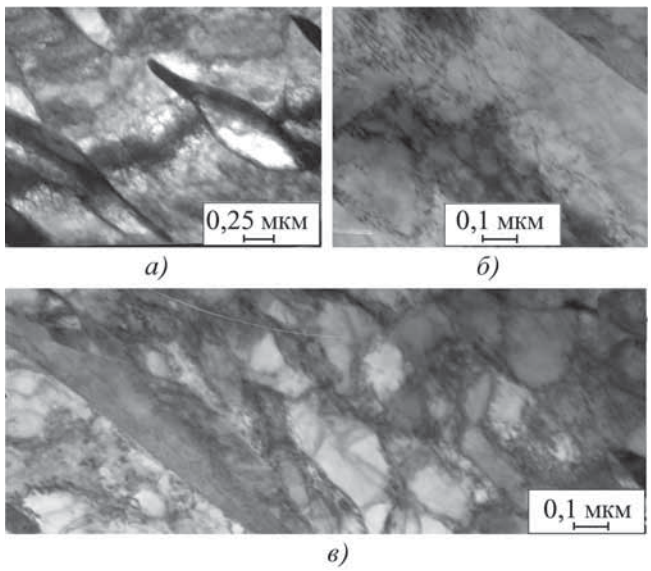


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение α-фазы пластинчатого типа, формирующейся в поверхностном слое образца

В работах [7, 8] показано, что в структуре бескарбидного бейнита присутствует остаточный аустенит, располагающийся в виде широких прослоек, разделяющих пластины феррита. Отсутствие остаточного аустенита в структуре, выявленной в настоящей работе, очевидно связано с протеканием в стали на стадии охлаждения не только бейнитного превращения исходного аустенита, но и γ⇒α-превращения остаточного аустенита.

Поперечные размеры пластин изменяются от 200 до 450 нм. Пластины разбиты на блоки, имеющие анизотропную форму ($k = 3{,}2$) (см. рис. 4, *в*). Последнее является, по-видимому, следствием воздействия остаточного тепла на структуру поверхностного слоя. В объеме пластин выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа; скалярная плотность дислокаций $\langle\rho\rangle \sim 4{,}8\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ (см. рис. 4, *б*).

В отдельных случаях в структуре стали выявляются пластинчатые кристаллы мартенсита (рис. 5). В основном они обнаруживаются в структуре слоя, примыкающего к поверхности. При анализе структуры кристаллов мартенсита выявляется крапчатый (черно-белый) контраст (см. рис. 5, *б*). Наличие данного

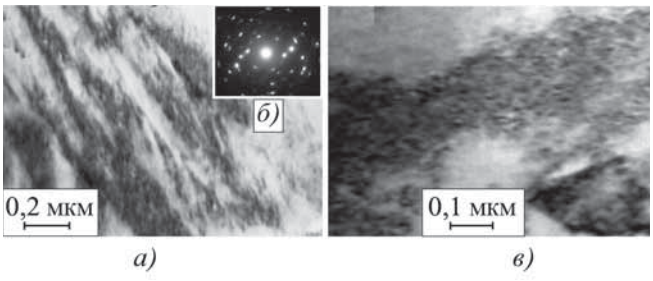


Рис. 5. Мартенситная структура, обнаруживаемая в поверхностном слое стали:
а, *в* – светлые поля; *б* – микроэлектронограмма

контраста свидетельствует о высокой плотности дислокаций (~$1 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$), формирующих сетчатую структуру (Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. Киев: Наук. думка, 1978. 267 с.).

Анализ дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита подтвердил наличие сетчатой субструктуры, скалярная плотность дислокаций которой несколько ниже (~$9{,}0 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$) плотности, характерной для закаленной стали, что может быть связано с релаксационными процессами, протекающими в стали под действием остаточного тепла (так называемый "самоотпуск" стали).

Заключение. Методами дифракционной электронной микроскопии проведены послойные исследования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры термоупрочненной двутавровой балки из стали 09Г2С.

Показано, что структурно-фазовое состояние стали существенным образом зависит от расстояния до поверхности принудительного охлаждения: в поверхностном слое вследствие высокой скорости охлаждения наблюдается образование бескарбидного бейнита и мартенсита; в центральной части заготовки наблюдается феррито-перлитная структура. Соответственно этому закономерным образом изменяется дислокационная субструктура стали: в приповерхностном слое преобладающей является сетчатая дислокационная структура с высокой плотностью дислокаций (до ~10^{11} см$^{-2}$), в центральной части заготовки преобладающей является структура дислокационного хаоса с низкими значениями скалярной плотности дислокаций.

Формирование дислокационной структуры с высокой плотностью дислокаций в поверхностном слое является одной из причин повышения прочностных характеристик стали, подвергнутой термомеханическому упрочнению.

Авторы статьи выражают признательность сотрудникам ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат" канд. техн. наук В.Я. Чинокалову, Е.Г. Белову, д-ру техн. наук А.Б. Юрьеву за помощь в проведении промышленных экспериментов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.** Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.

2. **Тушинский Л.И.** Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука, сиб. отд-ние, 1990. 306 с.

3. **Юрьев А.Б.** Термомеханическое упрочнение строительной арматуры. Новосибирск: Наука, 2006. 227 с.

4. **Ефимов О.Ю.** Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. Новокузнецк: ОАО "Новокузнецкий полиграфический комбинат", 2008. 300 с.

5. **Белов Е.Г., Чинокалов В.Я., Полторацкий Л.М. и др.** Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механические свойства двутавра // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2009. № 3. С. 1–6.

6. **Утевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

7. **Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л.** Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.

8. **Калетин А.Ю., Счастливцев В.М., Карева Н.Т. и др.** Охрупчивание конструкционной стали с бейнитной структурой при отпуске // ФММ. 1983. Т. 56. Вып. 2. С. 366–371.

Вадим Борисович Костерев, инженер;
Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук,
gromov@physics.sibsiu.ru;
Юрий Фёдорович Иванов, д-р физ.-мат. наук;
Олег Юрьевич Ефимов, канд. техн. наук;
Сергей Валерьевич Коновалов, канд. техн. наук

УДК 621.762.4

В.И. Муравьёв, А.Ф. Мельничук, П.В. Бахматов
(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)

Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций

Установлена возможность изготовления сложных деталей комбинированным способом из листа и порошковой заготовки. Определены оптимальные условия диффузионной сварки холоднопрессованной порошковой заготовки из сплава 2М2А (вал) и тонколистовой заготовки из сплава ВТ20 (отверстие) путем прессовой посадки и последующего спекания. Выявлены закономерности изменения макро- и микроструктуры и механических свойств прессованных и листовых заготовок в зависимости от температуры спекания. Определены прочностные и эксплуатационные свойства заготовок порошкового сплава 2М2А, изготовленных по оптимальным режимам прессования и спекания.

The fabrication possibility of intricate details with sheet and powder blank by combined method is determined. The optimal conditions for diffusive welding of 2M2A alloy cold-pressed sintered blank (shaft) and VT20 alloy light-gage blank (bore) by press fit and further sintering are defined. The change regularities in macro- and microstructure and mechanical properties of pressed and sheet blanks depending on sintering temperature are detected. The strength and service properties of sintered 2M2A alloy blanks produced by pressing and sintering optimal regimes are stated.

Ключевые слова: диффузионные процессы; холодное прессование; пластическая деформация; спекание; порошковые заготовки.

Keywords: diffusive conjunctions; cold pressing; plastic deformation; sintering; powder blanks.

В общем технологическом процессе изготовления металлических композиционных материалов наиболее приоритетными являются процессы получения различного рода изделий, изготовленных методом малоотходной технологии (порошковая металлургия, литье и др.), которые требуют постоянного совершенствования и разработки, новых наиболее эффективных и экономически выгодных технологических процессов их осуществления, особенно в условиях современного развития наноконструирования традиционных конструкционных материалов.

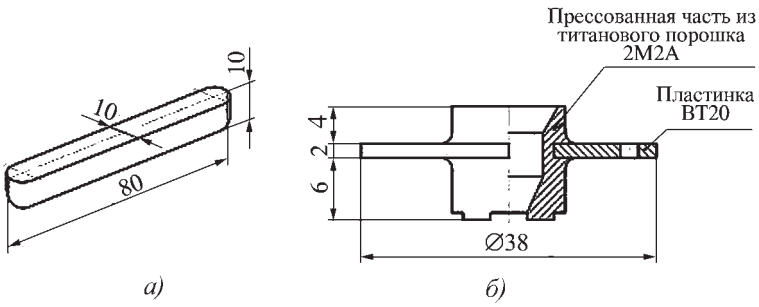


Рис. 1. Схемы образцов для проведения исследований:
а – образец из порошкового сплава 2М2А; *б* – образец-имитатор (корпус замка)

Создание композиционных материалов методом диффузионной сварки в твердофазном состоянии – одно из перспективных направлений для изготовления сложных конструкций, которые невозможно изготовить порошковой металлургией [1–3].

В настоящей работе исследовали влияние условий диффузионного взаимодействия порошкового сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций.

Методика проведения исследований. В качестве образцов использовали специальные образцы-имитаторы "корпус замка" (рис. 1). Исследовали влияние процессов холодного прессования образцов из порошка сплава 2М2А комбинированного изготовления: отдельно вырубкой из листа ВТ20 фланца и последующего холодного прессования порошка сплава 2М2А вместе с фланцем и влияние условий прессовой посадки фланца на отдельно спрессованную центральную часть из порошка сплава 2М2А с последующим спеканием на свойства образцов-имитаторов.

Оценивали силу выдавливания центральной части образца-имитатора и момент кручения. Макро- и микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе "Neofot-21", металлографическом комплексе фирмы Carl Zeiss, растровом

электронном микроскопе "JEOL" JSM 5600 с энергодисперсионным микроанализатором "ENERGY".

Механические свойства определяли на образцах, изготовленных из прессованных и спеченных заготовок в соответствии с ГОСТ 1497–84 (ИСО 6892–84, СТ СЭВ 471–88). Температурные испытания проводили на специальном оборудовании.

Как видно из рис. 2, максимальные значения силы выдавливания и момента кручения имеют образцы-имитаторы, изготовленные холодным прессованием порошкового сплава 2М2А с фланцем из сплава ВТ20 (*5*, *6*) и соизмеримы со значениями образца-имитатора, изготовленного из штамповки сплава ВТ3-1. При определении момента кручения и в том и в другом случае произошло разрушение заклепок крепления, образцы-имитаторы остались целыми. Существенным недостатком одновременного холодного прессования порошкового материала из сплава 2М2А и фланца из сплава ВТ20 является ручная сборка и разборка пресс-формы, так как отсутствует возможность автоматизации процесса прессования. Прессование центральной части образца-имитатора возможно в автоматическом режиме.

Условия прессовой посадки с последующим спеканием существенно влияют на силу выдавливания и момент кручения. Увеличение при прессовой посадке разницы диаметра втулки (центральная часть образца) от диаметра отверстия фланца приводит к возрастанию силы выдавливания, момента кручения и достигает значений для образцов-имитаторов из штамповки ВТ3-1. При большем увеличении происходит разрушение центральной части образца-имитатора.

Оптимальная прессовая посадка (*3*, *4*, см. рис. 2) без последующего процесса спекания приводит к снижению и силы выдавливания, и момента кручения более чем в 2 раза по сравнению со спеченными образцами-имитаторами.

Известно [1], что образование закрытых (герметичных) полостей под действием сил, возникающих при сварке, возможно, если поверхности кромок сблизятся на 0,8...0,4 *Rz*.

Теоретические исследования показали, что наиболее интенсивное развитие пластической деформации металла (T > 600...650 °С) имеет протяженность ≈ 0,12 см. В области сначала протекает процесс смятия выступов на величину порядка *Rz*, а затем – пластическая деформация близлежащего объема металла. Рассчитанное напряжение в рассматриваемой зоне более чем на порядок превышает предел текучести титана при температурах, близких к 650 °С.

Кинетическое условие образования физического контакта и развития пластической деформации в рассматриваемой высокотемпературной зоне может быть выражено следующим образом:

$$\tau_ф > \tau_s ,$$

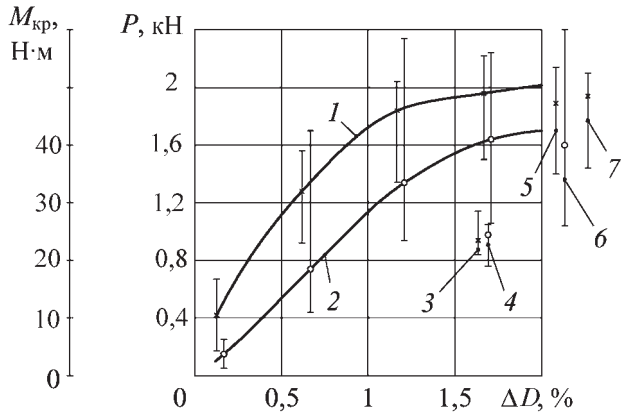


Рис. 2. Кривые (*1*, *2*) изменения силы выдавливания P центральной части образца-имитатора (–○–) и момента кручения $M_{кр}$ до разрушения зоны диффузионной сварки или крепежных заклепок (–×–) в зависимости от величины ΔD и в сравнении:
3, *4* – прессовая посадка ΔD = 1,78 % без спекания; *5*, *6* – холодное прессование вместе с фланцем и спекание; *7* – образец-имитатор из штамповки сплава ВТ3-1; $\Delta D = (D_в - D_{о.ф})\cdot 100$ %, где $D_в$ – диаметр втулки; $D_{о.ф}$ – диаметр отверстия фланца

где $\tau_ф$ – время развития физического контакта; τ_s – время длительности существования металла при температуре выше 650 °С.

Время развития физического контакта двух поверхностей в результате сглаживания выступов конусообразной формы [2]:

$$\tau_ф = \frac{l_к - l_о}{l_к}\frac{1}{B\sigma_y} m_d \exp\left(\frac{E}{kT}\right),$$

где $l_к$ – длина образующей конуса; $l_о$ – длина основания микровыступа; B – частный множитель (дебаевская частота), равный 10^{-13} с$^{-1}$; σ_y – приложенное напряжение; m_d – коэффициент, равный 4...5; E – энергия активации ползучести.

Для ($l_к - l_о$) $l_к$ = 0,02 (что соответствует полному сглаживанию микровыступов поверхностей с частотой обработки Rz < 20; σ_y = 1450 МПа; E = = 16,11·10^{-20} Дж и при 1000 К время $\tau_ф$ = 0,25 с, τ_s для рассчитываемого примера равно 0,6 с, т.е. τ_s более чем в 2 раза превышает $\tau_ф$.

В данном случае прессовая посадка с разницей диаметров втулки и отверстия в пределах 1,2...1,9 % и температурах, значительно превышающих 650 °С, приводит к смятию выступов контактирующих частиц в заготовке и их диффузионной сварке.

Исследования микроструктуры образцов-имитаторов, изготовленных по оптимальному режиму прессовой посадки и последующего спекания, показали, что прочное соединение обусловлено диффузионным взаимодействием порошковой заготовки и фланца.

В сплаве 2М2А при охлаждении после спекания со скоростью 0,3 °С/с присутствие β-стабилизирующего

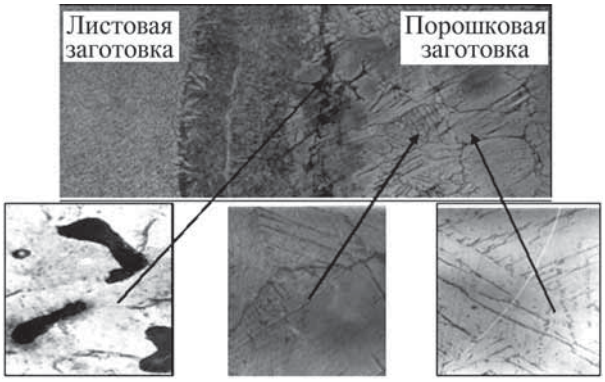


Рис. 3. Микроструктура образца-имитатора после спекания листовой заготовки с холоднопрессованной заготовкой из сплава 2М2А, ×800

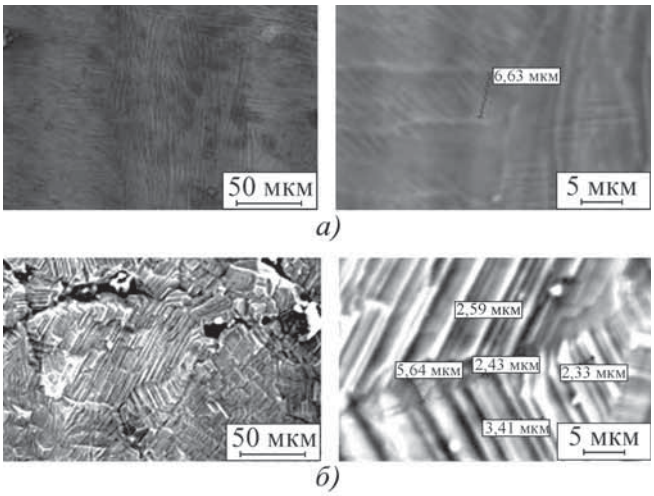


Рис. 4. Макроструктура поверхности заготовок образца-имитатора после спекания при 1200 °С в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., 4 ч:
а – фланец из сплава ВТ20; *б* – порошковая заготовка из сплава 2М2А

элемента повышает устойчивость α-фазы, распад которой происходит при более низкой температуре по мартенситному механизму. Образовавшаяся игольчатая α-фаза имеет несколько искаженную гексагональную плотноупакованную решетку с одинаковой ориентацией игл в пределах равноосных β-зерен (рис. 3).

В зоне соединения в α-сплаве мелкие совместные рекристаллизованные зерна прорастают от поверхности пластины в деформированные частицы порошкового сплава, при этом образуются совместные пластины (иглы) α-фазы.

Известно [3], что в реальных кристаллических пористых заготовках диффузионные и поверхностные процессы приводят к сокращению поверхности пор. И, тем не менее, как видно из данных рис. 4, рельеф поверхности в результате образования плоскостей с низкой поверхностной энергией может развиваться

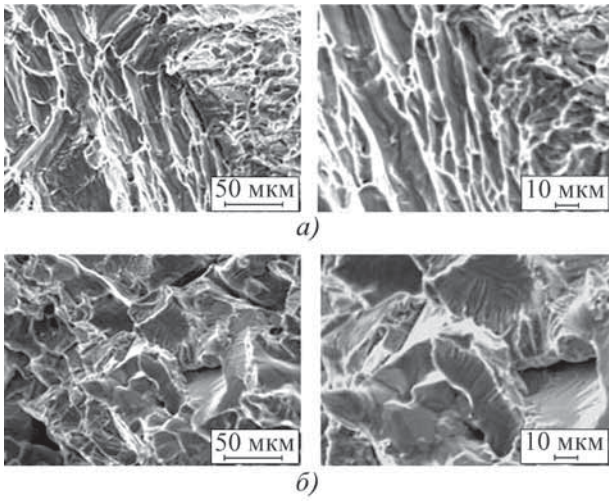


Рис. 5. Фрактограмма видов излома заготовок образца-имитатора после спекания при 1200 °С в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., 4 ч:
а – фланец из сплава ВТ20; *б* – порошковая заготовка из сплава 2М2А

как при термическом травлении, террасы и бороздки из плоскостей с минимальной поверхностной энергией, особенно это ярко выражено на рис. 4, *б*.

Разрушение заготовок образца-имитатора (рис. 5) характерно в большей степени для заготовки из сплава ВТ20. Со следами плоскостей скольжения в рамках отдельных зерен и вязкого ямочного разрушения на границах этих зерен разрушение характерно для заготовок из порошкового сплава 2М2А (см. рис. 5, *б*).

Увеличение температуры спекания заготовок образцов-имитаторов приводит к увеличению показателей механических свойств для порошковых заготовок из сплава 2М2А (рис. 6) и снижению этих показателей для листовых заготовок (рис. 7) из сплавов ОТ4,

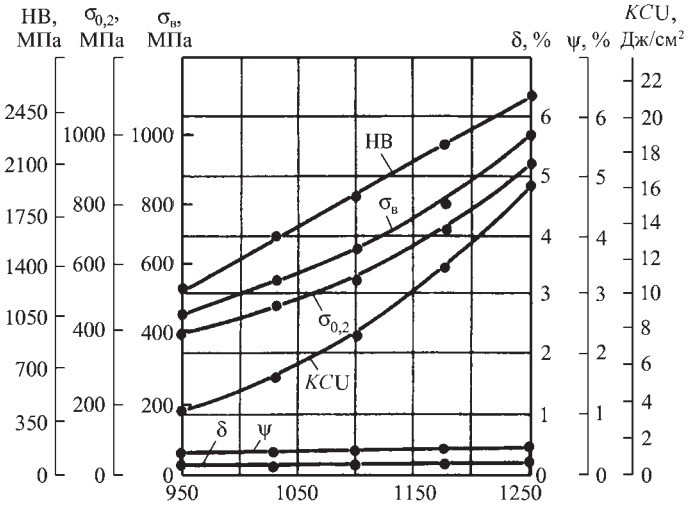


Рис. 6. Изменение механических свойств прессовок из сплава 2М2А в зависимости от температуры спекания

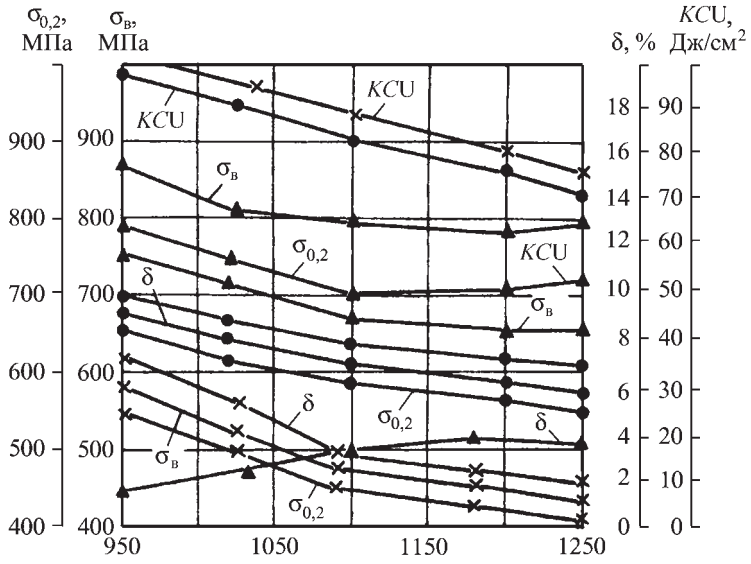


Рис. 7. Изменение механических свойств листовых заготовок титановых сплавов в зависимости от температуры спекания:
–•–•– – ОТ4; ×–× – ОТ4-1; Δ–Δ – ВТ20

ОТ4-1 и ВТ20. Наилучшими свойствами обладают листовые заготовки из сплава ВТ20.

Эксплуатационные испытания корпуса замков, изготовленных диффузионной сваркой холоднопрессованной порошковой заготовки из сплава 2М2А (вал) и тонколистовой заготовки из сплава ВТ20 (отверстие) путем прессовой посадки и спекания, показали, что разрушающие силы при кручении, срезе и отрыве превышают заданные значения на 200, 16 и 20 % соответственно по сравнению с корпусами замков из штампованных заготовок сплава ВТ3-1.

Исследования механических свойств заготовок из порошков сплава 2М2А, прессованных и спеченных по рациональным режимам, показали удовлетворительные результаты (таблица).

Механические свойства порошковых заготовок из сплава 2М2А после холодного прессования и спекания в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. при 1200 °С и выдержке 3 ч (средние значения из 7 образцов)

Параметр	Температура испытания, °С		
	–70	20	300
$\sigma_{0,2}$, МПа	870...1000 / 960	650...750 / 720	–
$\sigma_в$, МПа	900...1050 / 1000	700...860 / 780	320...410 / 370
δ, %	6...10 / 7	6...15 / 11	8...14 / 12
ψ, %	10...25 / 18	15...28 / 21	19...32 / 25
НВ, МПа	–	1300...2400 / 1850	–
*KC*U, кДж/м^2	100...200	50...160	–
σ_{-1}, $2 \cdot 10^7$ МПа	–	88...140 / 120	–
Пористость, %	–	4...8 / 6,4	–

Выводы

1. Установлена возможность изготовления сложных деталей комбинированным способом из листа и порошковой заготовки.

2. Определены рациональные условия диффузионной сварки холоднопрессованной порошковой заготовки из сплава 2М2А (вал) и тонколистовой заготовки из сплава ВТ20 (отверстие) путем прессовой посадки и последующего спекания.

3. Выявлены закономерности изменения макро- и микроструктуры и механических свойств прессованных и листовых заготовок в зависимости от температуры спекания. Показано, что увеличение температуры спекания заготовок образцов-имитаторов приводит к увеличению показателей механических свойств для порошковых заготовок из сплава 2М2А и снижению этих показателей для листовых заготовок из сплавов ОТ4, ОТ4-1 и ВТ20. Наилучшими свойствами обладают листовые заготовки из сплава ВТ20.

4. Определены прочностные и эксплуатационные свойства заготовок порошкового сплава 2М2А, изготовленных по рациональным режимам прессования и спекания. Показано, что разрушающие силы при кручении, срезе и отрыве композиционного корпуса замка превышают заданные значения на 200, 16 и 20 % соответственно по сравнению с корпусами замков из штампованных заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Редчиц В.В., Фролов В.А., Казаков В.А., Лукин В.И.** Пористость при сварке цветных металлов. М.: Издательский центр "Технология машиностроения", 2002. 448 с.

2. **Редчиц В.В., Никифоров Г.Д., Шоршоров М.Х.** Вероятность образования соединения в твердой фазе при последовательном нагреве без приложения внешнего давления // Сварочное производство. 1979. № 7. С. 38–41.

3. **Кипарисов С.С., Либенсон Г.А.** Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1980. 496 с.

Василий Илларионович Муравьёв, д-р техн. наук, ktsp@knastu.ru;
Александр Фёдорович Мельничук, канд. техн. наук;
Павел Вячеславович Бахматов, канд. техн. наук

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2010 г.

100 лет со дня рождения Евгения Павловича Унксова – выдающегося ученого в области обработки давлением № 4
80 лет Тульскому государственному университету № 10
Дёмин В.А. Московскому государственному индустриальному университету (МГИУ) 50 лет № 3

Литейное и сварочное производства

Антонов А.А., Стеклов О.И., Антонов (мл.) А.А., Сидорин Ю.В. Исследование технологических остаточных напряжений в сварных соединениях магистральных трубопроводов № 3
Бакшаев В.А., Васильев П.А., Гордон Л.К., Тодин Ю.А., Васильев С.В. Технология сварки трением с перемешиванием в производстве алюминиевых полуприцепов № 12
Башурин А.В., Мастихин Е.Ю., Колмыков В.И. Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей № 1
Болдин А.Н., Власов А.А. Современные методы изготовления стержней и форм в машиностроении № 1
Беляев С.В., Леушин Е.О. Фильтрационное рафинирование алюминиевых сплавов в условиях ОАО "Арзамасский приборостроительный завод" № 5
Беляков А.И, Егоркина Н.Д., Алексеев А.П. Производство массивных отливок из чугуна с шаровидным графитом № 9
Бродский В.М. Исследование работоспособности шарошек буровых долот, упрочненных композитными наплавленными покрытиями № 5
Вальтер А.И., Маленко П.И. Автоматизированная система проектирования технологического процесса литейного производства № 10
Воронин Ю.Ф. Системный анализ светлых газовых раковин в отливках № 1
Грабовый В.М., Цуркин В.Н., Синчук А.В. Повышение качества литейных сталей методом электрогидроимпульсной обработки расплава № 11
Гулевский В.А., Загребин А.Н., Мухин Ю.А., Пожарский А.В. Применение давления для получения литых композиционных материалов методом пропитки № 6
Джованни Мащарелли, Джузеппе Мащарелли, Беляков А.И., Сайфаев С.Г., Беляков А.А. 10 лет литейному производству ООО "МеталЛитМаш" № 9
Ерофеев В.А., Масленников А.В. Физико-математическая модель формирования шва при электронно-лучевой сварко-пайке тонколистовых соединений из стали с тугоплавкими металлами № 11
Зиновьев Ю.А., Колпаков А.А., Швецов В.Д., Белявский Г.И. Внедрение легирующей добавки для стали и чугуна № 4
Каменев С.Н., Хайдуков В.П. Применение теории системы неполяризованных ионных радиусов Э.В. Приходько для прогнозирования физико-химических свойств шлаковых расплавов № 4
Кисиленко Л.Е., Бычков Б.В., Фуфаев В.Э. Совершенствование технологии литья поршней с упрочняющей вставкой № 3
Куликов В.И., Беляков А.И., Аксёнова Л.И. Анализ состояния чугунных элементов насосов после 50-летней эксплуатации на канале им. Москвы № 9
Кульбовский И.К., Поддубный А.Н., Богданов Р.А. К вопросу о природе центров кристаллизации графита в расплаве чугуна № 7
Кульбовский И.К., Поддубный А.Н., Богданов Р.А. Получение микроструктуры чугуна с компактной формой графита № 5
Ластовиря В.Н. Экспериментальная методика идентификации уравнения связи для оценки формы проплава в ходе электронно-лучевой сварки № 3
Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм № 7
Мальцев Г.И., Радионов Б.К., Вершинин С.В. Анализ влияния состава шихты на выход меди при шахтной плавке № 12
Маслов К.А., Леушин И.О., Миронычев А.Е. Пути повышения технологичности жидкостекольных смесей № 2
Матвеенко И.В., Марьин И.Я. Применение техногенных порошков при разработке новых литейных стержневых материалов № 8
Матвеенко И.В., Марьин И.Я., Сокорев А.А. Применение материалов техногенного происхождения в литейном производстве № 11
Михайлов Д.П., Болдин А.Н. Расчет вредных выбросов дуговой печи при плавке стали № 5
Муравьёв В.И., Ким В.А., Аксёнов А.В. Автоматическая аргонодуговая сварка труб из алюминиевого сплава АМг3М № 9
Овчинников В.В., Новиков О.М., Персидский А.С., Гуреева М.А., Данилкин С.В. Дуговая сварка алюминиевых сплавов с периодически изменяющейся защитной газовой средой № 4
Овчинников В.В., Савельев А.В., Ермаков С.И., Гуреева М.А. Микротечи в сварных конструкциях из алюминиевых сплавов магналиевой группы № 8
Панов А.Г., Давыдов С.В. Исследование влияния микроструктуры литых Fe–Mg–Ni-лигатур на их ударную вязкость № 2
Самойлов О.И., Гейкин В.А., Бурлаков И.А., Поклад В.А. Получение неразъемных соединений из гранульных заготовок с применением жидкой фазы № 7
Татаринов Е.А. Влияние низкочастотной вибрационной обработки на размерную стабильность сварных соединений № 10
Терёшин Д.А. Конечно-элементная модель для расчета внутренних трещиноподобных дефектов в области сварного соединения патрубка с сосудом № 6
Ткачёв В.М., Ласьков Н.А., Ердаков И.Н. Влияние положения стояка на коробление и дефектность отливок плит № 6
Ткаченко С.С., Кривицкий В.С. Станкостроение и модернизация литейного производства № 9
Усикова Н.Ю. Разработка сплава и технологии объемного упрочнения зубьев ковшей карьерных экскаваторов № 2
Фигуровский Д.К., Романова Е.В. Влияние электромагнитного воздействия в процессе кристаллизации на морфологию структурных составляющих литых сплавов на основе Cu и Al № 12
Чеберяк О.И., Сивков В.Л., Богданов О.В., Гейко М.А. Формирование структурных составляющих в псевдолигатурах № 11
Шуляк В.С., Бычков Б.В., Опыхтин П.Н. Сополимер CL600 для производства отливок литьем по газифицируемым моделям № 3

Кузнечно-штамповочное производство

Аверьянова И.О. Технологии изготовления штампов и пресс-форм с использованием электроэрозионного оборудования № 3
Алексеев Д.А., Грязев М.В. Математическое моделирование упругопластического деформирования при гидроформовке бочкообразной оболочки № 10
Богданов Э.Ф., Черкасова И.Н. Графики силы деформирования при штамповке на кривошипных горячештамповочных прессах № 4

Власов А.В., Субич В.Н., Шестаков Н.А. Моделирование механических свойств пористых и композитных материалов № 3
Воробьёв В.М., Муравьёв П.Н. Исследования и разработка процессов изготовления цельноштампованных рабочих колес вентиляторов ГТД с широкоходными лопатками № 6
Гадалов В.Н., Лыткин А.И., Алёхин Ю.Г., Лоторев А.А. Использование импульсивного лазерного облучения для упрочнения штампов холодного деформирования № 7
Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Терещенко Е.Г. Развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций № 2
Гарибов Г.С., Тлюстен Т.Ю. Газостаты ВИЛСа № 7
Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Кочегаров А.И. Определение параметров штамповки раздачей крутоизогнутых и ступенчатых патрубков № 2
Дёмин В.А., Бужилов А.Л. Исследование процесса раздачи трубных заготовок коническим пуансоном с цилиндрическим уступом для получения деталей сложной формы №6
Дёмин В.А., Матюшкин Д.М., Ростовцев Д.В., Семёнов Е.И. Экономичный процесс изготовления деталей типа шайба № 3
Долгополова В.В., Чечета И.А. Особенности проектирования ударных систем для импульсных технологических процессов № 8
Колотов Ю.В. Конструкции и технологическое применение бесшаботных молотов с гидравлическим механизмом связи № 7
Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Шалягин С.Д., Муйземнек О.Ю., Гагарин П.Ю. Интеллектуальная САПР технологических процессов ковки валов на молотах № 1
Корчак Е.С. Развитие конструкций наполнительно-сливных клапанов гидравлических прессов № 8
Коршунова В.В. Развитие методики проектирования прецизионных заготовок для холодного вальцевания лопаток газотурбинных двигателей № 4
Кухарь В.Д., Семёнова Л.П., Семёнов А.А. Холодная объемная штамповка оживальных головных частей на заготовках стержневых изделий № 10
Кушнарёв А.В., Богатов А.А., Петренко Ю.П., Кропотов В.А. Исследование температуры и деформации в штампованных поковках при производстве железнодорожных колес № 6
Ларин С.Н., Яковлев С.С., Чудин В.Н. Технологические процессы формоизменения ячеистых конструкций № 10
Логинов Ю.Н., Антоненко Л.В. Влияние деформации на уровень механических характеристик прессованных заготовок из сплава АМг6 № 7
Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А., Елхов В.А., Доценко Д.В., Безкоровайнов А.Г. Штамповка крутоизогнутых отводов из трубных заготовок титанового сплава № 4
Маркин Н.И., Кравцова Э.А., Москвитин С.А., Капырин К.И. Технологические параметры отрезки коротких точных заготовок в штампах в состоянии всестороннего сжатия № 6
Медведев И.П. Обеспечение точности крупных поковок, получаемых на ковочных прессах № 12
Медведев И.П., Крук А.Т. Выбор оборудования для изготовления крупногабаритных поковок № 11
Медведев И.П., Крук А.Т. Оптимизация технологических решений по обеспечению точности крупных поковок № 9
Моисеев А.П., Сурков И.А., Тимохин И.В., Герасимов Д.А. Разработка и оптимизация технологии ковки днища гидроцилиндра на основе моделирования № 11
Назарян Э.А., Кахризи М.А. Формоизменение кольцевого диска № 12
Поклад В.А., Гейкин В.А., Самойлов О.И., Бурлаков И.А., Онищенко А.К. Пути повышения ресурса гранульных дисков ГТД из сплава ЭП741НП № 5
Поляков А.П. Определение параметров нагружения при ударном выдавливании пористой заготовки № 5
Потапов А.И., Логинов Ю.Н., Вичужанин Д.И. Влияние плотности на сопротивление деформации губчатого титана № 4
Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Моделирование процессов последовательной формовки продольных каналов в листе на стане с эластичным и жестким инструментом № 6
Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Управление течением металла при обратном выдавливании изделий сложной формы № 1
Соломонов К.Н., Абашкин В.П., Свирин В.В. Моделирование процессов формообразования плоских заготовок № 7
Сосёнушкин Е.Н., Яновская Е.А., Третьякова Е.И., Сосёнушкин А.Е. Штамповка конических и сферических деталей из трубных заготовок № 11
Трухачёва В.В., Чечета И.А. Безмашинное вакуумирование емкости, заполненной разнородными газами, применительно к штамповке взрывом № 2
Хван А.Д. Штамп для осадки со сдвигом плоских заготовок № 5
Черняев А.В., Яковлев С.С., Чудин В.Н. Формообразование деталей с утолщениями в режиме кратковременной ползучести № 8
Яковлев С.С., Чудин В.Н., Черняев А.В., Брагин С.А. Горячая штамповка в разъемных матрицах № 10

Прокатно-волочильное производство

Баранов А.С., Илюшкин М.В., Лазарев И.И., Филимонов В.И., Марковцев В.А. Предотвращение потери устойчивости при производстве профиля типа штакетник № 10
Битков В.В. Анализ неоднородности деформации при волочении композитных прутков и проволоки № 8
Боков А.А., Кроль Б.О., Раздин В.Н., Сорокин А.В., Теренков Г.С. Комплекс профилегибочный 4...8×300...450 для изготовления лонжеронов автомобиля ЗИЛ № 1
Боровик А.А. Новая система электропривода для стана холодной прокатки труб № 3
Бурлаков И.А., Боровских И.А., Морозов С.В. Компьютерное моделирование процессов изотермической раскатки дисков газотурбинных двигателей № 4
Бурлаков И.А., Боровских И.А., Морозов С.В. Расчет технологических параметров раскатки дисков газотурбинных двигателей № 2
Виноградов В.М., Черепахин А.А., Буянов А.С. Обоснование выбора наиболее рациональной схемы профильного накатывания № 6
Волков К.В., Марьин Б.Н., Ким В.А., Евстигнеев А.И., Новикова Т.В., Марьин С.Б., Шпорт В.И. Влияние интенсификации многоручьевой прокатки на структуру и свойства металла № 9
Гурьянов Г.Н., Железков О.С., Баталов Г.В. Однородность механических свойств и точность диаметра проволоки как важные составляющие качества геофизических кабелей и винтовых пружин № 12
Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Циклическая повреждаемость и механические свойства деформированной растяжением стали 08ЮА № 1
Дорофеев О.В., Капырин К.И., Короткий Г.П. Многоцикловая обкатка роликами тонкостенных деталей № 7
Душкин В.М., Кузнецов В.И., Собачкин В.В. Разработка математической модели для определения деформационных и геометрических параметров инструмента бухтового волочения тонкостенных труб на самоустанавливающейся оправке № 11
Смирнов С.В., Голубкова И.А. Моделирование процесса холодной прокатки тонких полос методом конечных элементов № 5

Материаловедение и новые материалы

Агеев Е.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Получение износостойких порошков из отходов твердых сплавов и устройство для его осуществления № 12
Аношкин Н.Ф., Демченко Г.Г. К вопросу о промышленном внедрении металлургии гранул титановых сплавов № 8
Базылева О.А., Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Литейные сплавы на основе Ni_3Al и способ их выплавки № 1
Беляков А.И. Бейнитный чугун с шаровидным графитом – материал 21 века № 1
Беляков А.И., Беляков А.А. Структура, физико-механические, технологические свойства и области применения хромосодержащих чугунов № 9

Быков Ю.А. Конструкционные наноматериалы № 4, 5, 6
Виноградова О.В., Зиновьев М.А., Тимофеев А.В., Шатульский А.А., Шишкин В.Н. Системный анализ и синтез эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных монокристаллических сплавов № 5
Волков К.В., Марьин Б.Н., Ким В.А., Евстигнеев А.И., Новикова Т.В., Марьин С.Б., Шпорт В.И. Исследование структуры и свойств стали 25Г2С после многоручьевой прокатки № 12
Гаврилов Г.Н., Сорокин В.К. Производство пористых листовых заготовок для фильтроэлементов № 2
Гадалов В.Н., Матвеев А.С., Романенко Д.Н., Лоторев А.А. Аспекты изготовления нанокомпозиционной ленты алюминий–медь № 11
Гарибов Г.С., Кошелев В.Я., Шорошев Ю.Г., Востриков А.В. Исследование состава неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов № 1
Гладковский С.В., Трунина Т.А., Коковихин Е.А., Вичужанин Д.И., Голубкова И.А. Формирование структуры и свойств слоистых соединений металлов № 4
Гостищев В.В. Получение композиционных наплавочных порошков из шеелитового концентрата № 1
Гэ Цзы Гань, Цзоу Цзин Вэнь, Ван у Сян. Применение и перспективы развития порошковых жаропрочных сплавов в Китае № 8
Давыдов С.В., Сильман Г.И., Сканцев В.М. Композиционное упрочнение кремниевых ферритных чугунов с шаровидным графитом № 5
Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Термоциклическая обработка быстрорежущей стали Р18 № 7
Кошкин В.И., Кравченков А.Н., Руденко И.Б., Шляпин А.Д. Применение эффекта адиабатического сдвига для поверхностного легирования конструкционных материалов № 3
Макаренко К.В. Особенности образования бейнитных структур в чугунах при непрерывном охлаждении № 8
Мамлеев Р.Ф. Износостойкие изделия из керметов на основе карбида титана № 11
Овчинников В.В. Влияние режима термической обработки на структуру и свойства листов сплава АВ № 3
Осколкова Т.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е. Наноструктурирование поверхности карбидовольфрамовых твердых сплавов при электровзрывном легировании № 8
Панов А.Г., Давыдов С.В. Влияние микроструктуры литых Fe–Ni–Mg–РЗМ-лигатур на формирование морфологии графита в высокопрочных чугунах № 7
Пикалов С.В., Колмыков В.И., Сальников В.Г., Кириченко А.А. Карбидообразование в марганцовистых сталях при цементации № 7
Протопопов Е.А. Оценка ударной вязкости низколегированных сталей № 10
Пучков Ю.А., Ван ЯньЛун, Герасимов С.А., Мухин Г.Г., Щербаков С.П., Ларкин В.А. Прогнозирование свойств деталей из сплава В91Т3 системы Al–Zn–Mg–Cu № 8
Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В. Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом № 6
Сурков В.А. Исследование воздействия высокочастотной плазмы пониженного давления на механические свойства порошковых материалов № 11
Сысоев О.Е. Закономерности изменения фрактальной размерности сигналов акустической эмиссии в зависимости от длительной прочности конструкционных материалов при малоцикловых нагружениях № 12
Тарасенко Л.В., Титов В.И., Елютина Л.А. Выбор режимов обработки проволоки из коррозионно-стойкой мартенситно-стареющей стали № 12
Тихонова И.В., Маляров А.В., Гвоздёв А.Е., Стариков Н.Е. Влияние температурного диапазона термоциклической обработки на распад цементита в углеродистых сталях № 10

Информация

Иванько Е.К. О теоретических основах центробежного литья № 2
Карабанов В.В., Бохоров И.О. Флюсы и защитные покрытия для высокотемпературной пайки металлов № 2
Нуждин Г.А., Ляпина Г.И., Самошкин Ю.А., Асанов Г.Н., Беляков А.И. Интеграция систем менеджмента на металлургическом предприятии (на примере ООО "МеталлитМаш") № 10
Чернышов Е.А., Сиднева Е.В. Использование информационных технологий в учебном процессе при поиске новых технических решений № 2

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 *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 09.11.2010 г. Подписано в печать 26.01.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,93. Заказ 7. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.