

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

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

Зам. Главного
редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный
за подготовку и выпуск
номера
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Факс: (499) 269 48 97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru,
zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Раев А.В., Вальтер А.И. Компьютерная модель прогнозирования усадочных явлений на примере получения отливки из термопласта методом литья под давлением 3
- Дриц А.М., Овчинников В.В. Свойства соединений листов алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием 7

Кузнечно-штамповочное производство

- Яковлев С.С., Митин О.Н. Редуцирование профильным пуансоном трубных заготовок через коническую матрицу 16
- Мамаев В.Б., Мамаев М.В. Условие пластичности и граничные условия на примере исследования напряженного состояния в процессах осадки 24

Прокатно-волочильное производство

- Покрас И.Б., Чикуров Г.А., Касимов М.И. Методика экспериментального исследования процесса волочения в режиме жидкостного трения 32

Материаловедение и новые материалы

- Унчикова М.В., Костенко Ю.В., Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г. Влияние термической обработки на структуру и свойства интерметаллидного монокристаллического сплава на основе Ni₃Al 35
- Фигуровский Д.К., Терновых А.М., Тронза Е.И., Дергунова Е.А., Роберов И.Г., Матвеев Д.Б. Исследование неоднородности прессованной заготовки для производства сверхпроводниковых стрендов на основе ниобия и олова 39

Информация

- Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А. Развитие материалов для баллистической защиты на основе алюминиевых сплавов 43

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.

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee

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

This issue prepared with
assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Fax: (499) 269-48-97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru,
zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Raev A.V., Val'ter A.I.** Computer model for predicting of shrinkage phenomena on example of obtaining of thermoplastic material casting by die casting 3
Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Properties of joints of aluminum alloys sheets obtained by friction stir welding 7

Forging and Stamping Production

- Yakovlev S.S., Mitin O.N.** Reduction by profile punch of round billets through conical die 16
Mamaev V.B., Mamaev M.V. Plasticity condition and boundary conditions on example of stress analysis in upsetting processes 24

Rolling and Drawing Production

- Pokras I.B., Chikurov G.A., Kasimov M.I.** Experimental technique of drawing in fluid friction mode 32

Physical Metallurgy and New Materials

- Unchikova M.V., Kostenko Yu.V., Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G.** Influence of heat treatment on structure and properties of intermetallic single crystal alloy based on Ni₃Al 35
Figurovsky D.K., Ternovyyh A.M., Tronza E.I., Dergunova E.A., Roberov I.G., Matveev D.B. Investigation of non-uniformity of extruded billet for niobium-tin based superconducting strands 39

Information

- Chernyshov E.A., Romanov A.D., Romanova E.A.** Development of materials for ballistic protection based of aluminium alloys 43

**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"*



УДК 621.747

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

Компьютерная модель прогнозирования усадочных явлений на примере получения отливки из термопласта методом литья под давлением

Приведена компьютерная модель для исследования усадочных явлений, происходящих в отливках из термопласта, полученных методом литья под давлением в стальной охлаждаемой пресс-форме. Выбран наиболее оптимальный режим получения отливки на термопластавтомате без возникновения усадочных дефектов.

Ключевые слова: отливка; усадочный дефект; математическое моделирование; термопласт; литье под давлением.

The computer model for the study of shrinkage phenomena occurring in the castings made of thermoplastic material obtained by die casting in steel cooled mould is presented. The most optimum mode of obtaining of casting by automatic moulding machine without shrinkage defects is chosen.

Keywords: casting; shrinkage defect; mathematical modelling; thermoplastic material; die casting.

Процесс формирования отливки из термопласта, полученной методом литья под давлением, достаточно трудно описать математически. Это вызвано большим количеством параметров, определяющих функционирование системы, а также сложностью моделирования поведения системы.

В настоящее время актуальна проблема образования литейных дефектов в результате усадочных явлений. К основным причинам, приводящим к браку отливок, чаще всего, можно отнести следующие: 1) отклонения технологических параметров от расчетных; 2) недостаточная квалификация технологов, что способствует некачественной разработке технологических проектов; 3) недостаточная организация труда на производстве; 4) отсутствие системного подхода к поиску и ликвидации дефектов.

Из системных подходов наиболее распространенным является инженерный анализ. Он создает основу для логического и последовательного изучения проблемы принятия реше-

ний. Инженерный анализ связан с применением основных физических уравнений в целях получения оптимального технологического решения и, чаще всего, опирается на математическую модель рассматриваемого технологического процесса.

Существует достаточное количество разработанных методов прогнозирования усадочных дефектов. В работе [1] приведены наиболее точные методы прогнозирования усадочных явлений, одним из которых является метод скорректированных остаточных напряжений, заключающийся в расчете напряжений, действующих в отливке и в форме, с последующим моделированием деформаций отливки при ее извлечении из формы.

Для создания новой модели в качестве основных расчетов исследования использован метод скорректированных остаточных напряжений.

В данной статье представлены компьютерная модель прогнозирования усадочных явле-



Рис. 1. Отливка "головка датчика"

ний, а также апробация модели на конкретной отливке (рис. 1) из термопласта "головка датчика", полученной методом литья под давлением.

Разработана компьютерная модель образования усадочной поры, которая решает следующие задачи: 1) позволяет наиболее точно определить усадочные явления, происходящие в отливке; 2) определяет наиболее эффективный способ ликвидации дефектов с учетом особенностей конкретного литейного цеха.

Для создания компьютерной модели необходимо отметить, что формирование усадочной поры рассматривается [2] как процесс течения расплава под действием разности давлений, возникающей в двухфазной зоне отливки при кристаллизации. Образование замкнутой усадочной поры происходит как процесс создания новых поверхностей раздела, т.е. из-за нарушения сплошности материала под действием растягивающих напряжений, превышающих предел его прочности.

Образование усадочной раковины происходит в присутствии формирующегося каркаса кристаллов термопласта. Размеры раковины определяют капиллярные силы, действующие в фазе кристаллизации. Так как величина данных сил значительно больше статического давления пластика, а также давления окружающей среды, предположено, что в формировании внутренних усадочных раковин капиллярные силы играют важную роль. Учет капиллярных сил позволяет составить более адекватную модель [3].

Рассмотрим процесс кристаллизации расплава, залитого в форму, остывание которого

происходит вследствие отвода тепла в окружающую среду через стенки формы и непосредственно со свободной поверхности расплава (литник). Отливка, которая представлена сеточной моделью, разбита на элементарные объемы, такая модель используется для решения тепловой задачи.

Принимаем, что температура в элементарных объемах, ассоциированных с узлом i -й сетки, известна из решения соответствующего уравнению теплопроводности. Фазовый состав расплава в элементарном объеме характеризуется равновесными долями аморфной и кристаллической фазы.

В общем виде процесс кристаллизации отливки проходит две стадии: 1 — формирование усадочной поры при кристаллизации открытого теплового узла; 2 — образование замкнутого теплового узла или внутренней усадочной поры [4].

Если расплав находится в контакте с окружающей средой, то такой узел считается открытым, если непосредственного контакта с окружающей средой нет, то узел считается закрытым.

В открытом тепловом узле кристаллизация не приводит к падению давления, если усадка компенсируется снижением уровня свободной поверхности (зеркала расплава). Поверхность расплава является свободной и способна перемещаться, если на ней нет неподвижного каркаса фазы кристаллизации термопласта.

Опускание зеркала расплава должно компенсировать усадку пластического расплава на этом временном шаге. Перемещение зеркала определяется выражением:

$$\Delta Y = \frac{V_{\Omega}}{S_M}, \quad (1)$$

где V_{Ω} — объем усадки; S_M — площадь зеркала расплава.

Объем усадки можно описать как функцию:

$$V_{sh}(t) = \sum_j^N \vartheta_{nj} t, \quad (2)$$

где t — время, с; ϑ_{nj} — объем усадки в узле конечно-элементной сетки; N — число узлов в пределах теплового узла (или в пределах зоны).

По принятым условиям в расположенных выше зеркала узлах сетки, в которых нет неподвижного каркаса, расплава быть не должно, т.е. фактические доли аморфной фазы и фазы кристаллизации должны быть равны 0, а для усадочной поры — 1.

Объем отливки, приписываемый к каждому узлу сетки, равен 1/4 суммы объемов элементов, к которым принадлежит данный узел. Таким образом, опускание зеркала ниже данного узла отливки приводит к исключению из расчета расплава, объем которого может быть больше усадки.

Однако при увеличении расчетной сетки в модели может быть ошибка. Для ее устранения необходимо принять пропорциональное уменьшение объемов материала в узлах над зеркалом расплава в соответствии с выражением:

$$\Phi V = V_{sh}(t), \quad (3)$$

где Φ — коэффициент пропорциональности.

Доля аморфной и кристаллической фазы в узлах, оказывающихся над зеркалом расплава, уменьшается в соответствии с выражением:

$$q' = (1 - \Phi)q, \quad (4)$$

где q, q' — доля фазы в начале и конце шага по времени соответственно.

Образование непрерывного кристаллического каркаса вокруг расплава затрудняет его контакт с окружающей средой. Свободная поверхность расплава, оказавшись в кристаллическом каркасе, теряет способность свободно перемещаться. Под действием влияния капиллярных сил, действующих в кристаллическом каркасе, усадка металла при кристаллизации только частично компенсируется изменением уровня расплава, что приводит к снижению давления в тепловом узле.

Распределение давления определяют по формуле

$$p = p_{atm} + \rho_{ж}gh - E(V_{\Omega} - V_{\rho})/V_L, \quad (5)$$

где p_{atm} — внешнее давление на момент образования теплового узла, МПа; $\rho_{ж}$ — плотность расплава, г/мм³; g — ускорение свободного падения; h — высота столба расплава с наивысшей точки в тепловом узле, м; E — модуль сжимаемости расплава, МПа; V_{ρ} — объем усадочной раковины, мм³; V_L — объем расплава, участвующий при усадочных явлениях, мм³.

Из-за возникшего разрежения расплав втягивается в центр теплового узла, вследствие чего в межкристаллических пространствах на его периферии появляется пустота, что приводит к образованию поры. Падение давления в тепловом

узле и объем образовавшихся пор зависят от капиллярных сил, действующих в кристаллическом каркасе. Условно выражение, определяющее равновесие между силами, втягивающими расплав с периферии в центр теплового узла, и капиллярными силами, препятствующими этому процессу, может быть записано в следующем виде:

$$\frac{2\sigma}{r} = E(V_{\Omega} - V_{\rho})/V_L, \quad (6)$$

где σ — поверхностное натяжение расплава; r — радиус кривизны менисков в межкристаллическом пространстве.

С некоторого момента из-за уменьшения доли жидкой фазы границы теплового узла становятся непроницаемыми, усадка расплава при кристаллизации не компенсируется изменением уровня расплава в дендритном каркасе и тепловой узел становится замкнутым (рис. 2). Это приводит к интенсивному понижению давления в тепловом узле, которое определяется выражением (6), и когда давление в точке теплового узла падает до критического значения, становится энергетически выгодным образование нового зеркала в зоне свободного расплава. Также необходимо учитывать, что для образования новой поверхности раздела требуется выполнение некоторой дополнительной работы.

Возникновение новой плоскости поверхности раздела полностью компенсирует усадку, накопившуюся в тепловом узле с момента его изоляции, поэтому местонахождение зеркала расплава может быть определено из условия равенства объема образовавшейся раковины и объема усадки $V_{\Omega} = V_{\rho}$.

С появлением зеркала расплава тепловой узел будет вновь открыт, в том понятии, что

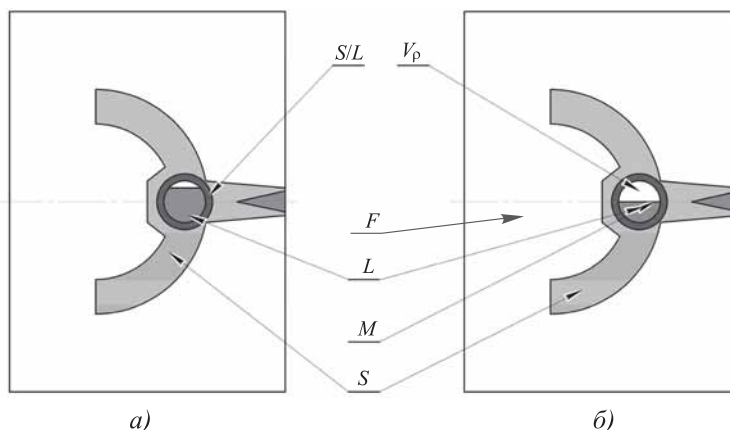


Рис. 2. Схема образования усадочной раковины в закрытом узле: L — расплав; S — фаза кристаллизации термопласта; F — пресс-форма; M — зеркало материала; V_{ρ} — объем усадочной раковины

кристаллизационная усадка впредь будет компенсироваться его опусканием. В узле будет формироваться усадочная раковина по приведенному выше алгоритму.

При экспериментальном исследовании обнаружено, что образование усадочной раковины происходит при падении давления в расплаве до критического значения, вследствие чего в предлагаемую модель был введен модуль сжимаемости, характеризующий процесс падения давления в тепловом узле.

В идеальных условиях скорость падения давления в замкнутом тепловом узле пропорциональна модулю сжимаемости расплава E . При кристаллизации реальной отливки кристаллизующая корка расплава, окружающая тепловой узел, может быть негерметичной, что приводит к падению давления в узле.

На рис. 3 приведены результаты моделирования процесса кристаллизации отливки "головка датчика" из термопластичного материала "техномид". Габаритные размеры отливки: 60×45×35 мм. При моделировании использованы следующие исходные данные: температура пресс-формы $T_{\text{ф}} = 20$ °С; температура плавления $T_{\text{пл}} = 310$ °С; температура кристаллизации $T_{\text{кр}} = 230$ °С; энтальпия расплава $H_{\text{пл}} = 8,4$ кДж/моль; коэффициент теплоотдачи $b = 0,1$ Вт/(см²·К).

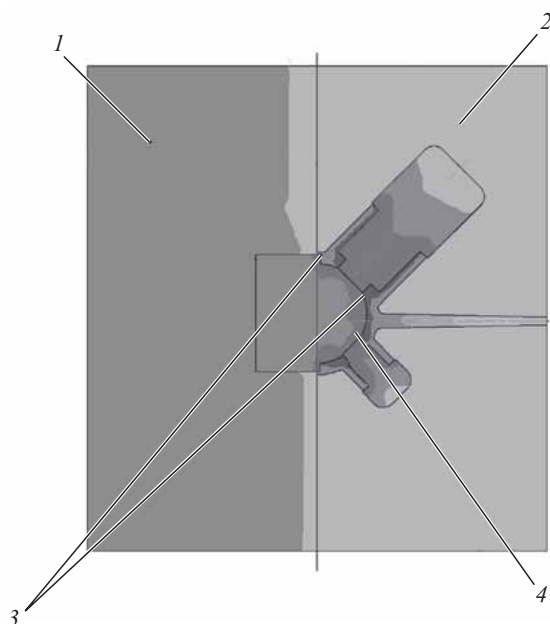


Рис. 3. Вид экрана при решении:

1, 2 — пресс-форма, области F и F_1 , описывающие не охлаждаемую и охлаждаемую части пресс-формы соответственно; 3 — отливка, область M , описывающая область, заполненную расплавленным материалом; 4 — процесс кристаллизации

Результаты исследования режима давления при допрессовке

Номер зоны	Давление, МПа	
	Расчет	Эксперимент
1	3,023	3,0
2	3,974	4,0
3	4,962	5,0
4	5,518	5,5

Представленная компьютерная модель также позволяет выбрать давление прессования для определенных циклов работы термопластавтомата. В таблице приведены данные, полученные в результате моделирования, и опытные значения давления при допрессовке по четырем основным зонам.

Как видно из таблицы, при решении поставленной проблемы, а именно устранения усадочной поры, получено решение, удовлетворяющее экспериментальным данным.

Заключение. Разработанная компьютерная модель позволяет решить задачи по оптимизации конструкции отливки и выбору оптимального температурного режима литья для термопластавтомата.

Для практического использования программы необходимо использовать интерфейс, позволяющий описывать конструкцию отливки сложной формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Барвинский И.А. Прогнозирование усадки при литье под давлением деталей из термопластов // III Междунар. семинар "Современные технологии литья пластмасс. Локализация производства автокомпонентов и проблемы контроля качества", 15–16 сен. 2011 г.: материалы. Санкт-Петербург, 2011. С. 1–28.
2. Тихомиров М.Д. Основы моделирования литейных процессов. Усадочная задача // Приложение к журналу "Литейное производство". 2001. № 12. С. 8–14.
3. Монастырский В.П. Моделирование образования макропористости и усадочной раковины в отливке // Литейщик России. 2011. № 10. С. 16–21.
4. Барвинский И.А., Барвинская И.И. Компьютерный анализ литья. Подходы и модели // Пластик. 2009. № 3–4.

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

А.М. Дриц (ЗАО "Алкоа Самарский металлургический завод"),
В.В. Овчинников (Московский государственный индустриальный университет)

Свойства соединений листов алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Исследованы структура и свойства стыковых соединений алюминиевого сплава 1565чМ со сплавами АМг5, АМг6, АВ (6061) и 7021, выполненных сваркой трением с перемешиванием. Определены уровень механических свойств таких соединений и зоны их разрушения в зависимости от сочетания соединяемых сплавов. Установлено, что исследуемые сплавы обладают хорошей свариваемостью в условиях сварки трением с перемешиванием. Прочностные и пластические свойства соединений всех сочетаний исследуемых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, превзошли аналогичные показатели сварных соединений, полученных автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; сварка трением с перемешиванием; механические свойства; микроструктура соединения; зона термического влияния.

The structure and properties of butt joints of the aluminum alloy of 1565chM with the alloys AMg5, AMg6, AV (6061) and 7021 obtained by friction stir welding are studied. The level of the mechanical properties of such joints and their destruction zone in the dependence on the combination of the combinable alloys are determined. It is established that the investigated alloys have good weldability in the conditions of friction stir welding. The strength and plastic properties of the joints of all combinations of the investigated alloys obtained by friction stir welding exceeded the analogous indices of the welded joints obtained by automatic argon-arc welding by the nonfusible electrode.

Keywords: aluminum alloys; friction stir welding; mechanical properties; microstructure of joint; heat affected zone.

Введение. Сплав 1565ч относится к свариваемым сплавам на основе системы Al—Mg и обладает лучшим комплексом свойств, чем широко известные сплавы АМг5 и АМг6 [1].

В этой связи его успешно применяют для производства сварных конструкций автоцистерн для перевозки сыпучих грузов (цемент, зерно и др.), перевозки топлива (светлые и темные нефтепродукты и т.д.). Это позволило снизить массу конструкций на 20 % по сравнению с конструкциями из сплава АМг5 [2, 3].

В 2013 г. в ЗАО "ПРОМТРАКТОР-ВАГОН" (г. Канаш) из сплава 1565ч впервые в России был изготовлен кузов вагона-хоппера для перевозки зерна. Для соединения в данной конструкции использовали механические соединения типа штифт с обжимной головкой [4].

Применение механических соединений не может обеспечить герметичность конструкции, поэтому создание сварной конструкции хоппера является актуальной задачей.

При изготовлении сварных цистерн и вагонов сложных конструкций возможно использование сварных соединений сплава 1565ч в разноименном сочетании с другими алюми-

ниевыми сплавами. Возможность получения качественных сварных соединений алюминиевых сплавов со сплавом 1565ч, выполненных сваркой плавлением, и их механические свойства подробно рассмотрены в работе [3].

Учитывая расширяющееся применение *сварки трением с перемешиванием* (СТП) для изготовления конструкций из листовых алюминиевых сплавов с прямолинейными швами большой протяженности, в задачу данной работы входила оценка свариваемости и свойств сварных соединений листов сплава 1565ч со сплавами АМг5, АМг6, АВ (Al—Mg—Si) и 7021 (Al—Zn—Mg).

Материалы и методика проведения исследований. Для исследований использовали листы алюминиевых сплавов толщиной 3 мм, фактический химический состав которых приведен в табл. 1, а механические свойства — в табл. 2.

Для подготовки образцов под сварку применяли механическую зачистку металлической щеткой зоны стыка на расстоянии 15 мм от свариваемой кромки по торцевой, лицевой и обратной поверхностям [6]. Сварные образцы для определения механических свойств соеди-

1. Химический состав листов исследуемых сплавов, % мас. (Al — основа)

Марка сплава	Mg	Mn	Zn	Cu	Zr	Cr	Fe	Si
1565ч	5,80	0,63	0,68	0,08	0,10	0,090	0,20	0,10
АМг5	5,32	0,66	0,12	0,03	—	—	0,33	0,28
АМг6	6,51	0,69	0,11	0,07	—	—	0,22	0,26
АВ (6061)	0,75	0,30	0,12	0,40	—	0,059	0,25	1,0
7021	1,45	0,07	5,52	0,20	0,12	0,025	0,30	0,13

2. Механические свойства листов алюминиевых сплавов толщиной 3 мм

Марка сплава	Состояние полуфабриката	Предел прочности σ_B	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	Относительное удлинение δ , %
		МПа		
1565ч	Отожженное (М)	358	219	17,5
АМг5		295	150	20,0
АМг6		335	170	18,0
АВ	После закалки и искусственного старения (Т1)	357	304	14,7
7021	После закалки и искусственного старения (Т6)	469	432	13,1

нений выполняли встык без разделки кромок в соответствии с ГОСТ 14806—80.

Для СТП стыковых соединений применяли горизонтальный фрезерный станок Agile CS 1000, оснащенный специальным инструментом для СТП. Инструмент выполнен в виде державки со сменным наконечником, состоящим из заплечика и индентора, на поверхности которого выполнена винтообразная канавка и лыски глубиной 0,3...0,4 мм. Индентор диаметром 4,5 мм имел высоту 2,8 мм для гарантированного соединения свариваемых листов. Частоту вращения инструмента варьировали в интервале 500...720 об/мин, а скорость сварки — от 220 до 250 мм/мин.

Прочность сварных соединений определяли на образцах по ГОСТ 6996—66 с шириной рабочей части 15 мм. Для определения прочности металла ядра шва использовали специальный образец, представленный на рис. 1.

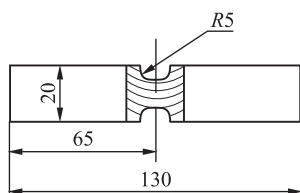


Рис. 1. Образец для определения прочности металла шва, выполненного СТП

Макроструктуру сварных соединений, а также характер их разрушения исследовали с помощью цифрового стереоскопического микроскопа Motic DM-39C-N9GO-A. Для выявления макро- и микроструктуры образцы соединений подвергали травлению в реактиве Келлера (5 % HCl; 5 % HNO₃; 5 % HF; 85 % H₂O).

Для исследования микроструктуры соединений применяли оптический микроскоп "Neophot-21" и сканирующий электронный микроскоп EVO 50 фирмы Carl Zeiss с приставкой для определения содержания легирующих элементов в различных зонах сварного соединения.

Результаты исследований и их обсуждение. Механические свойства сварных соединений сплава 1565ч со сплавами АМг5 и АМг6 приведены в табл. 3.

Анализ полученных результатов свойств соединений, выполненных СТП, показал, что в случае сварки листов сплава 1565чМ с листами из сплавов системы Al—Mg разрушение соединения при испытаниях на растяжение происходит по основному металлу менее прочного из этих сплавов. В сочетаниях 1565чМ + АМг5М и 1565чМ + АМг6М прочность сварного соединения определяется фактической прочностью менее прочного сплава.

3. Механические свойства соединений сплава 1565чМ со сплавами АМг5М и АМг6М, выполненных СТП

Сочетание сплавов	Предел прочности соединения σ_B , МПа	Зона разрушения образца	Предел прочности шва $\sigma_B^ш$, МПа	Угол изгиба α , ° ($R = 1,5t$)	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ² (по шву)
АМг5 + АМг5	289	По основному металлу на расстоянии 10...12 мм от границы шва	305	180	184
АМг6 + АМг6	328		330	180	198
1565чМ + 1565чМ	354		372	180	224
АМг5М + 1565чМ	292	По основному металлу на расстоянии 5...6 мм от границы шва по сплаву АМг5	311	180	205
АМг6М + 1565чМ	325	По основному металлу на расстоянии 3...5 мм от границы шва по сплаву АМг6	338	180	236

Обозначения: R — радиус пуансона установки для испытаний на изгиб сварных соединений; t — толщина основного металла.

4. Сравнительные данные по прочностным свойствам сварных соединений сплавов АМг5М, АМг6М и 1565чМ

Сочетание сплавов	СТП		Автоматическая аргодуговая сварка [3]		K_1	K_2
	Предел прочности, МПа					
	соединения	шва	соединения	шва		
АМг5 + АМг5	289	305	280	224	1,03	1,36
АМг6 + АМг6	328	330	320	238	1,03	1,38
1565чМ + 1565чМ	354	372	350	280	1,01	1,32
АМг5М + 1565чМ	292	311	285	240	1,02	1,30
АМг6М + 1565чМ	325	338	315	260	1,03	1,30

Обозначения: K_1 — отношение предела прочности соединения при СТП к пределу прочности соединения при ААрДС; K_2 — отношение предела прочности шва при СТП к пределу прочности шва при ААрДС.

Соединения исследуемых сплавов, полученные СТП, в одноименном и разноименном сочетании характеризуются высокими пластическими свойствами (угол изгиба 180°). При этом прочность металла шва выше прочности соединения, как в одноименном, так и в разноименном сочетании.

Сравнение полученных результатов с данными работы [3] показало, что соединения, выполненные СТП, имеют схожие или несколько более высокие значения прочности (примерно на 2...3 %). При этом прочность металла шва при СТП превосходит прочность металла шва соединений, выполненных автоматической аргодуговой сваркой, примерно в 1,3—1,4 раза для всех сочетаний сплавов (табл. 4).

Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чМ в сочетании

с термически упрочняемыми сплавами АВТ1 и 7021Т6, выполненных СТП, представлены в табл. 5.

Так как сплавы АВ и 7021 являются термически упрочняемыми, то испытания образцов проводили через 3 сут после сварки и через 2 мес после нее в целях оценки влияния естественного старения на прочностные и пластические свойства соединений.

Анализ результатов испытаний показал, что при сварке листов сплава АВТ1 прочностные свойства соединений практически не изменяются с течением времени (между сваркой и испытанием), т.е. соединение не подвергается естественному старению [5, 6].

У сварных соединений сочетания сплавов 1565чМ + АВТ1 также не обнаружена склонность к естественному старению.

5. Механические свойства сварных соединений, выполненных СТП, листов сплавов 1565чМ со сплавами АВТ1 и 7021Т6

Сочетание сплавов	Предел прочности соединения σ_B , МПа	Зона разрушения образца	Предел прочности шва σ_B^{III} , МПа	Угол изгиба α , ° ($R = 1,5t$)	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ² (по шву)
1565чМ + 1565чМ	354	По основному металлу на расстоянии 10...12 мм от границы шва	372	180	184
7021Т6 + 7021Т6 (через 3 сут после сварки)	351	По основному металлу на расстоянии 3...4 мм от границы шва	368	180	234
7021Т6 + 7021Т6 (через 2 мес после сварки)	422	По границе шва и основного металла	445	170	225
АВТ1 + АВТ1 (через 3 сут после сварки)	257	По основному металлу на расстоянии 5...7 мм от границы шва	310	180	205
АВТ1 + АВТ1 (через 2 мес после сварки)	272		322	180	211
1565чМ + АВТ1 (через 3 сут после сварки)	248	По основному металлу со стороны сплава АВ на расстоянии 4...6 мм от границы шва	275	180	178
1565чМ + АВТ1 (через 2 мес после сварки)	255		292	180	196
1565чМ + 7021Т6 (через 3 сут после сварки)	337	По основному металлу со стороны сплава 7021 на расстоянии 3...5 мм от границы шва	348	180	205
1565чМ + 7021Т6 (через 2 мес после сварки)	358	По основному металлу со стороны сплава 1565ч на расстоянии 10...15 мм от границы шва	370	170	220

Прочность сварных соединений сплавов 1565чМ + АВТ1 определяется прочностью основного металла сплава АВТ1, разрушение при испытаниях образца происходит на расстоянии 4...7 мм от границы шва по зоне термического влияния со стороны сплава АВ.

У сварных соединений сплавов 1565чМ + 7021Т6, так же как и у сварных соединений 7021Т6 + 7021Т6, прослеживается тенденция к упрочнению в процессе естественного старения. В результате естественного старения наблюдается перемещение зоны разрушения сварного соединения при испытаниях с зоны термического влияния на расстоянии 3...5 мм от границы шва на сплаве 7021 (через 3 сут после сварки) на участок основного металла сплава 1565чМ, расположенный на расстоянии 10...15 мм от границы шва (через 2 мес после сварки).

Прочность металла сварного шва в этих соединениях в процессе естественного старения возрастает незначительно — от 348 до 370 МПа.

Следует отметить высокие пластические свойства соединений (угол изгиба) для всех сочетаний исследуемых сплавов.

Сравнительные данные по результатам испытаний соединений исследуемых сплавов в разноименном сочетании, выполненных СТП и автоматической аргодуговой сваркой, а также значения коэффициента прочности соединений K_3 для различных сочетаний сплавов приведены в табл. 6.

Анализ представленных данных позволяет заключить, что для всех исследованных сочетаний сплавов сварные соединения, выполненные СТП, обладают более высокими показателями прочности как соединения в целом, так и металла шва.

Разрушение сварных соединений в разноименных сочетаниях, выполненных аргодуговой сваркой и СТП, при испытаниях непосредственно после сварки и через 3 сут после сварки происходило по зоне термического влияния со стороны термоупрочняемого сплава на расстоянии 2...4 мм от границы

6. Сравнительные данные по прочностным свойствам сварных соединений сплавов 1565чМ, АВТ1 и 7021Т6

Сочетание сплавов	СТП		Автоматическая аргонодуговая сварка [3]		K_1	K_2	K_3	
	Предел прочности, МПа						СТП	ААрДС
	соединения	шва	соединения	шва				
1565чМ + 1565чМ	354	372	350	280	1,01	1,33	0,98	0,97
7021Т6 + 7021Т6 (через 3 сут после сварки)	351	368	318	284	1,10	1,30	0,75	0,67
7021Т6 + 7021Т6 (через 2 мес после сварки)	422	445	410	322	1,03	1,38	0,90	0,87
АВТ1 + АВ Т1 (через 3 сут после сварки)	257	310	207	205	1,24	1,51	0,72	0,58
АВТ1 + АВ Т1 (через 2 мес после сварки)	272	322	215	208	1,26	1,54	0,76	0,60
1565ч М + АВТ1 (через 3 сут после сварки)	248	275	210	215	1,18	1,27	0,69	0,59
1565чМ + АВТ1 (через 2 мес после сварки)	255	292	215	225	1,19	1,30	0,71	0,60
1565чМ + 7021Т6 (через 3 сут после сварки)	337	348	325	260	1,03	1,34	0,72	0,69
1565чМ + 7021Т6 (через 2 мес после сварки)	358	370	345	280	1,03	1,32	1	0,98

Обозначение: K_3 — отношение предела прочности соединения к пределу прочности основного металла (по которому произошло разрушение).

шва. Естественное старение в течение 2 мес после сварки сочетания сплавов 1565чМ + 7021Т6 приводило к изменению характера разрушения соединений, выполненных аргонодуговой сваркой и СТП, — разрушение происходило по металлу сплава 1565чМ на расстоянии 4...10 мм от границы шва.

Макроструктура соединения сплавов 1565чМ + 7021Т6 в поперечном сечении приведена на рис. 2, а. Ядро (центральная часть) соединения включает в себя две зоны 3 (сплав 7021) и 4 (сплав 1565ч). Ядро сформировано из двух свариваемых сплавов с отчетливо видимой из-за разной травимости контактной границей без взаимного перемешивания сплавов в процессе СТП.

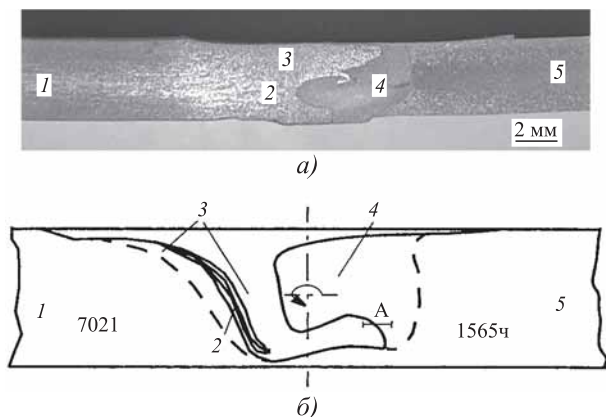


Рис. 2. Макроструктура (а) и схема расположения зон в ядре соединения сплавов 7021 и 1565ч (б) (А — участок для микрорентгеноспектрального анализа)

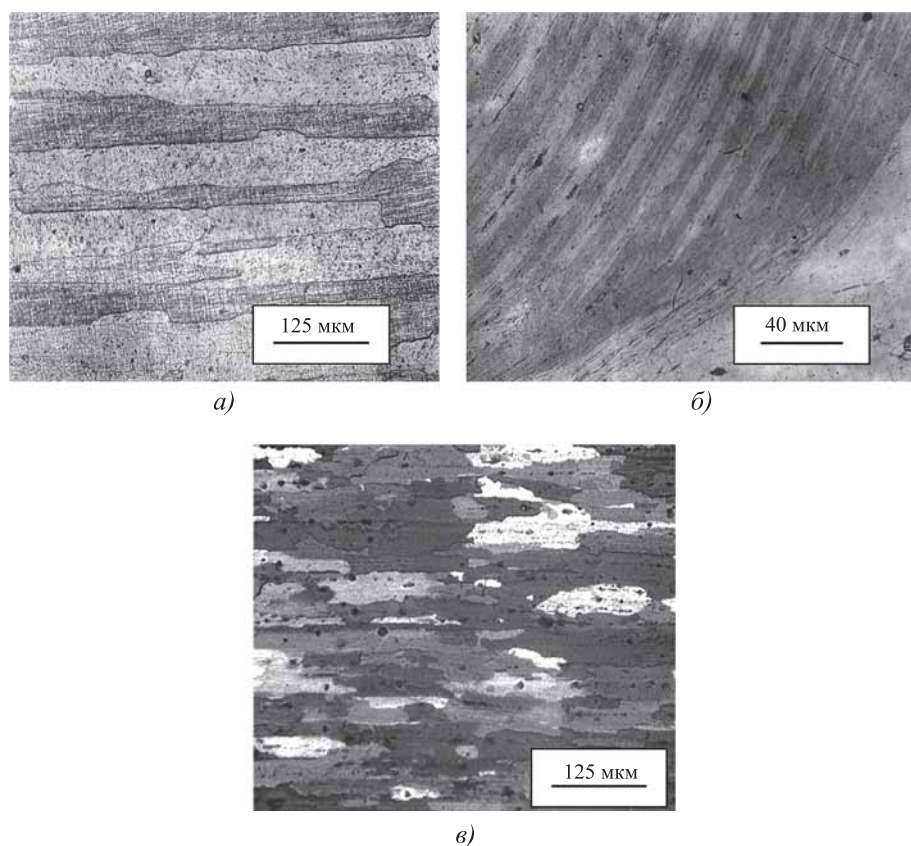
Макрошлиф зоны 3 имеет матовый серый цвет, а зоны 4 — блестящий (при неанодированном шлифе). Границы ядра слабо прослеживаются на макроснимке и поэтому на схеме они показаны штриховой линией (рис. 2, б).

Обе зоны имеют асимметричную форму, что связано со сложным характером совместной пластической деформации соединяемых сплавов в процессе СТП. Сплав 7021 из зоны 3 экструдируется в зону 4 из сплава 1565ч, а металл из зоны 4 экструдируется в зону 3 из сплава 7021.

Микроструктура участка ядра соединения из сплава 7021 (зона 3) типична для листового металла (рис. 3, а).

Из-за различной травимости соединяемых сплавов при большом увеличении видно, что она состоит из равномерно чередующихся слоев: темных с мелкозернистой структурой (сплав 7021) и светлых (сплав 1565ч) (рис. 3, б). Формирование участков со слоистой структурой, по-видимому, связано с повышенными скоростями пластического течения плоских потоков металла, наиболее разогретых в области их непосредственного контакта с поверхности стержня вращающегося инструмента, а также в результате интенсивной плоской деформации, протекающей в данной зоне.

Размер зерна в участке ядра соединения из сплава 7021 (зоны 3 и 2) значительно меньше, чем в основном металле. При совместном травлении со сплавом 7021 в реактиве Келле-



рог обнаружения химических элементов составил 0,2 % при точности 5 %. Средний химический состав основного металла определяли на площади 150×150 мкм.

Рентгеновскую съемку осуществляли на просвет на установке D8 Discover (Bruker-AXS, Германия) в нефльтрованном MoK_α -излучении с двумя диафрагмами диаметром 0,2 мкм в специальной камере. Образцы — пластины толщиной 0,6 мм, вырезанные перпендикулярно шву после стравливания поверхностного слоя в смеси кислот. Точки для съемки выбирали в середине по толщине образца в участках ядра соединения из сплавов 7021 (зона 3) и 1565ч (зона 4) на расстоянии 0,5 мм от контактной границы. Попадание рентгеновского пучка в заданные участки контролировали нанесением на них частиц люминофора с последующим их

Рис. 3. Микроструктура основного металла сплавов 7021 в зоне 1 (а) и 1565ч в зоне 5 (б); участок ядра соединения сплава 7021 в зонах 2, 3 (в)

удалением непосредственно перед съемкой. ра микроструктура сплава 1565ч в зонах 4 и 2 соединения не выявляется. Микроструктура основного металла сплава 1565ч волокнистая, рекристаллизованная (рис. 3, в). Микродефекты и пористость на границе контакта соединяемых сплавов не обнаружены.

Более подробное исследование структуры, фазового состава в различных областях соединения и процесса массопереноса осуществляли методами микрорентгеноспектрального (МРСА), локального рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

При проведении МРСА изучали изменение содержания цинка, магния и марганца в зоне границы соединения сплавов 7021 и 1565ч на участке, показанном на рис. 2, б, и в основном металле. Исследования проводили на сканирующем микроскопе EVO 50, оснащенный приставкой для рентгеновского микроанализа и программой для определения содержания легирующих элементов. Состав сплавов в зоне их соединения оценивали в пяти точках с шагом 50 мкм. Размер контролируемого участка в исследуемой точке составлял 5×5 мкм. По-

удалением непосредственно перед съемкой.

При проведении просвечивающей электронной микроскопии исследования выполняли на многоцелевом электронном микроскопе Tescan G2 20 при ускоряющем напряжении 100 кВ в режимах микродифракции, светлопольного и темнопольного изображений. Фольги изготавливали методом струйной полировки. Исследовали зеренную, дислокационную структуру и структуру выделений на участках ядра соединения из сплавов 7021 и 1565ч, а также в участках зоны термического влияния из сплавов 7021 и 1565ч с наибольшим разупрочнением металла по результатам измерения микротвердости.

Результаты микрорентгеноструктурного анализа по изменению содержания цинка, магния и марганца в зоне соединения из сплавов 7021 и 1565ч в сравнении с основным металлом представлены на рис. 4. При перемещении зонда от т. 1 до т. 3 наблюдается снижение концентрации цинка.

Далее при перемещении от т. 3 к т. 4 и от т. 4 к т. 5 можно отметить, что из сплава 1565ч

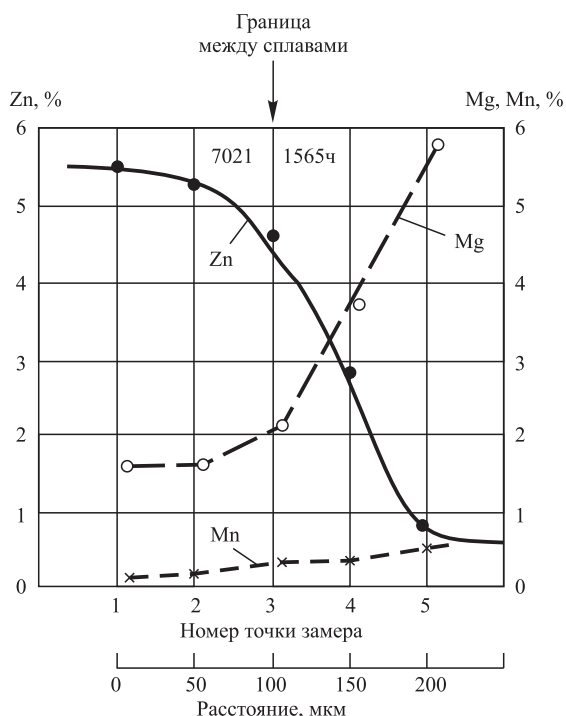


Рис. 4. Изменение химического состава в зоне соединения сплавов 7021 и 1565ч (МРСА)

в сплав 7021 диффундирует магний на глубину около 50 мкм от границы соединения сплавов с обеднением участка около 100 мкм со стороны сплава 1565ч. Наблюдается также диффузия марганца из сплава 1565ч в сплав 7021.

Ширина диффузионной зоны, в которой содержание компонентов соединяемых сплавов заметно изменяется, составляет примерно 120...150 мкм, что существенно превышает расчетные значения характерных путей диффузии в равновесных условиях при отсутствии микропластической деформации. Для продолжительности процесса диффузии в условиях СТП около 1,5 с значение ширины зоны диффузии, рассчитанное на основе коэффициентов объемной гетеродиффузии цинка и магния в алюминии для температуры 500 °С, составляет соответственно 0,22 и 0,41 мкм, а для температуры 400 °С — 0,03 и 0,04 мкм. Эти значения существенно меньше экспериментальной ширины диффузионной зоны.

Возможными причинами резкого ускорения диффузии в процессе сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов является возникновение высокой концентрации вакансий деформационного происхождения, которая ини-

цируется перемещением порогов на дислокациях в процессе интенсивной деформации сдвига, а также усиленная диффузия вдоль петель дислокаций при их большой плотности. Все указанные явления реализуются в условиях нагрева до высоких температур и скоростей деформации, которые характерны для процесса сварки трением с перемешиванием вращающимся инструментом.

Рентгеновским методом установлено различие зеренной и дислокационной структур сплавов 7021 и 1565ч в области основного металла и в ядре соединения вблизи границы раздела. Для основного металла сплава 7021 характерны четкие точечные рефлексы на линиях характеристического излучения, которые соответствуют рекристаллизованной структуре с размером зерна 25...45 мкм. Рентгенограмма основного металла сплава 1565ч свидетельствует, что структура частично рекристаллизованная.

На рентгенограммах, снятых в зонах 3 и 4 участка ядра соединения присутствуют размытые, почти сплошные линии. Текстурные максимумы выражаются слабо. Рефлексы от отдельных зерен и субзерен разрешаются плохо. Такой характер рентгенограмм свидетельствует об образовании в зоне соединения сплавов 7021 и 1565ч очень мелкозернистой структуры (рис. 5).

Электронно-микроскопическое исследование подтвердило значительное различие зеренной и дислокационной структур в ядре соединения и основном металле свариваемых сплавов. На светлопольном изображении фольги сплава 7021 видны равноосные зерна и

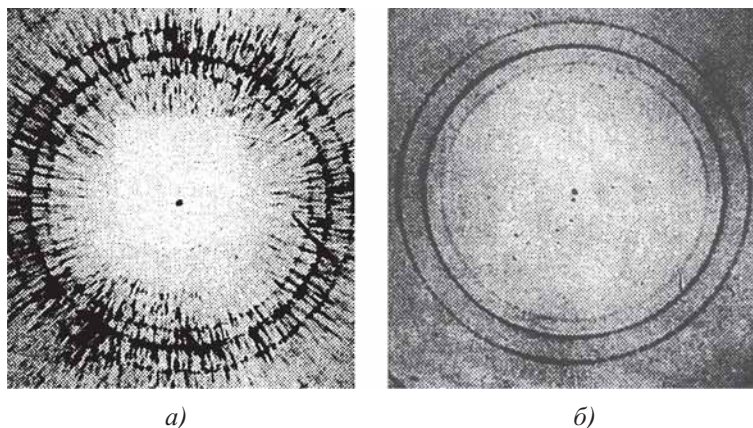


Рис. 5. Рентгенограмма основного металла сплава 1565ч (а) и участка ядра соединения со стороны сплава 1565ч (б)

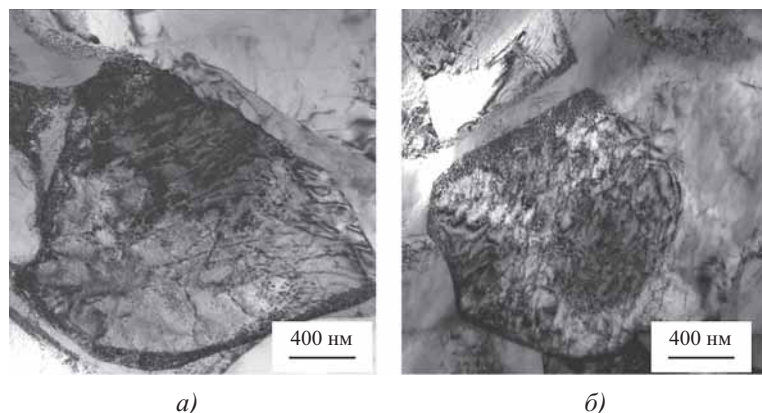


Рис. 6. Микроструктура участка ядра соединения из сплавов 7021Т6 (а) и 1565чМ (б) (продольное сечение, светлопольное изображение)

субзерна размером 1...4 мкм (рис. 6, а). Они значительно меньше размеров зерен в основном металле (25...45 мкм). Аналогичная структура с мелкими равноосными зернами наблюдается в участке ядра (зона 4) соединения сплава 1565ч (рис. 6, б). Резко различающиеся по контрасту мелкие зерна с высокоугловыми границами, очевидно, возникли в результате динамической рекристаллизации. Аналогичная мелкокристаллическая структура в области ядра соединения при сварке трением с перемешиванием установлена в ряде других работ [7–9].

Эти результаты подтверждают, что в процессе СТП в зоне соединения исследуемых сплавов создается особая зеренная и дислокационная структура с высокой плотностью дислокаций. Так как в зоне стыка соединяемых сплавов достигается температура 420...480 °С, то для получения такой структуры требуется высокая скорость деформации.

Зеренная и субзеренная структура в исследуемых участках зоны термического влияния сплавов 7021 и 1565ч соответствует структуре основного металла (листов) этих сплавов после термической обработки по режимам Т6 и М.

Структура выделений во всех исследуемых зонах соединения образца отличается от наблюдаемой в основном металле после стандартных режимов термической обработки. В исследуемой области ядра соединения из сплава 7021Т6, находящейся на расстоянии 1,2...1,5 мм от контактной границы, на границах зерен и субзерен, а также в объеме матрицы наблюдаются крупные пластинчатые и стержнеобразные выделения η ($MgZn_2$) размером 0,2...0,4 мкм, которые зародились на дисперсоидах T' -фазы ($Al_2Mg_2Zn_3$). Они характерны для высокотемпературного распада пересыщенного по цинку и магнию твердого раствора (рис. 7, а).

На картине микродифракции были отмечены четкие рефлексы от частиц η - и T' -фаз. Такой вид частиц характерен для отжига сплава при

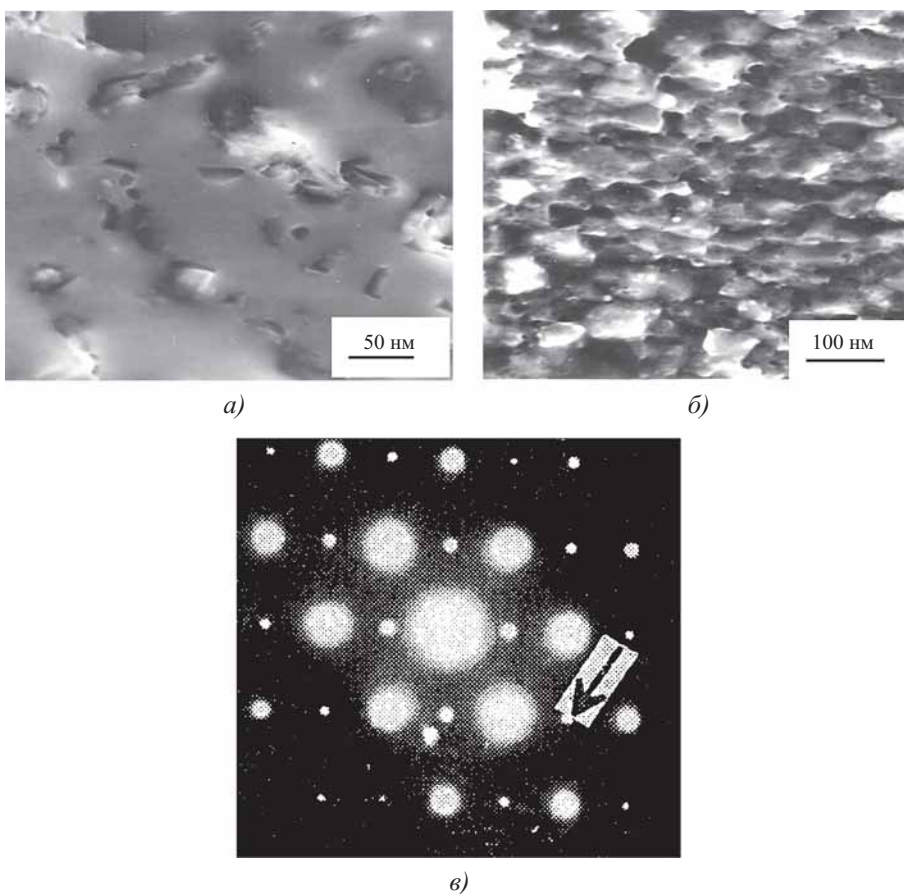


Рис. 7. Структура выделений в участке ядра соединения из сплавов 7021Т6 и 1565чМ (продольное сечение):

а — сплав 7021Т6, светлопольное изображение; б — сплав 1565чМ, темнопольное изображение частиц выделений в рефлексе $(110)_\alpha$; в — сплав 1565чМ, картина микродифракции, ось зоны $(110)_\alpha$

350...400 °С с последующим быстрым охлаждением. При этом размеры выделений η -фазы примерно на порядок превышают расчетные значения, которые характерны для диффузии в равновесных условиях для аналогичного температурно-временного режима (350 °С, 1,5 с). По-видимому, это связано с ускорением диффузии в процессе СТП по сравнению с равновесными условиями.

В исследуемой области участка ядра соединения сплава 1565чМ, расположенного ближе к границе, чем в сплаве 7021Т6, не отмечено выделений фаз на границах зерен, субграницах, а также в объеме зерен и субзерен (см. рис. 5, б). Такая картина соответствует нагреву сплава до 450...500 °С, что приводит к растворению выделений и фиксации твердого раствора при последующем быстром охлаждении. На темнопольном изображении выделений в рефлексе (110)_α (рис. 7, б) видно, что размер выделений значительно меньше.

Выводы

1. Сплавы АМг5, АМг6, АВТ1 и 7021Т6 обладают хорошей свариваемостью со сплавом 1565чМ в условиях сварки трением с перемешиванием.

2. Разрушение сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой и СТП 1565чМ + АМг5М, 1565чМ + АМг6М, 1565чМ + АВТ1 происходит по зоне термического влияния со стороны сплавов АМг5, АМг6 и АВ, а сварного соединения 1565чМ + 7021Т6 со стороны сплава 1565чМ после естественного старения.

3. Ядро соединения, сформировавшееся в результате совместной пластической деформации разнородных сплавов 7021Т6 и 1565чМ в процессе сварки трением с перемешиванием, включает в себя по два участка из этих сплавов с четко выраженной границей между ними без внутренних дефектов. Участки имеют форму, вытянутую в направлении вращения инструмента и, соответственно, S-образную границу между сплавами.

4. Установлено существенное ускорение диффузионных процессов на границе между соединяемыми сплавами в процессе сварки трением с перемешиванием и резкое ускорение этих процессов по сравнению с их развитием в равновесных условиях. При длительности процесса СТП 1...1,5 с и температуре 450...500 °С ширина диффузионной зоны составляет 120...150 мкм, что значительно превышает расчетное значение для равновесных условий.

5. В ядре соединения из сплавов 7021Т6 и 1565чМ формируется рекристаллизованная структура с равноосными зёрнами размером 2...4 мкм. Такая структура формируется независимо от исходной зеренной структуры, химического и фазового составов соединяемых сплавов. Ее формирование вызвано протекающими одновременно процессами динамической рекристаллизации.

6. Для всех сочетаний исследуемых сплавов прочностные и пластические характеристики соединений, выполненных СТП, превосходили значения аналогичных свойств соединений, полученных автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом.

7. Максимальное разупрочнение металла для термически упрочняемых алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием наблюдается в зоне термического влияния на участке нагрева до температуры 230...260 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алюминиево-магнийевый сплав 1565ч для криогенного применения** / А.С. Орыщенко, Е.П. Осокин, Н.Н. Бахартина, А.М. Дриц, С.М. Соседков // Цветные металлы. 2011. № 11. С. 84—90.
2. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н.** Технологические свойства листов из свариваемого сплава 1565ч для производства цистерн // Технологии легких сплавов. 2012. № 3. С. 20—29.
3. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Свойства сварных соединений листов из сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами / Цветные металлы. 2013. № 11. С. 84—88.
4. **Свойства и применение механических соединений типа штифт с обжимной головкой для грузовых вагонов из алюминиевого сплава 1565ч** / А.Д. Конюхов, А.М. Дриц, А.Д. Шуртиков, Т.Н. Воробьева // Вестник ВНИИЖТ. 2014. № 3. С. 9—16.
5. **Овчинников В.В.** Современные наукоемкие технологии в современном сварочном производстве // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2011. № 5. С. 35—45.
6. **Овчинников В.В.** Влияние режима термической обработки на структуру и свойства листов сплава АВ // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 3. С. 43—48.
7. **Ищенко А.Я., Подъяельников С.В., Покляцкий А.Г.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32—38.
8. **Бахматов П.В., Муравьев В.И., Мелкоступов К.А.** Исследование параметров сварки трением с перемешиванием высокопрочного алюминиевого сплава В95Т2 // Сварочное производство. 2010. № 6. С. 17—19.
9. **Котлышев Р.Р., Чуларис А.А., Людмирский Ю.Г.** Гипотеза образования соединения при сварке трением с перемешиванием // Сварка и диагностика. 2010. № 4. С. 31—34.

*Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru*



УДК 621.983; 539.374

С.С. Яковлев, О.Н. Митин
(Тулский государственный университет)

Редуцирование профильным пуансоном трубных заготовок через коническую матрицу

Проанализированы основные технологические процессы изготовления цилиндрических заготовок с рифлением и выявлена наиболее эффективная технологическая схема. С использованием метода конечных элементов выполнено компьютерное моделирование операций редуцирования профильным пуансоном трубных заготовок через коническую матрицу на основе программного комплекса QFORM 2D/3D v. 7. Приведен анализ напряженного и деформированного состояний материала в стенке цилиндрической заготовки при ее редуцировании профильным пуансоном через гладкую коническую матрицу. Изложены результаты изменения гидростатического напряжения, интенсивности напряжений, компонент деформаций и температур, возникающих в процессе редуцирования, а также результаты экспериментальных исследований силовых режимов операции редуцирования профильным пуансоном трубных заготовок через коническую матрицу. Выполнен сравнительный анализ силовых режимов, полученных теоретическим и экспериментальным путем при изготовлении деталей с внутренним рифлением.

Ключевые слова: математическое моделирование; редуцирование; винтовые рифты; напряжение; деформация; сила; заготовка; штамповка; матрица; пуансон; рифление.

The basic technological processes of manufacturing of cylindrical billets with ribs are analysed and the most effective technological scheme is revealed. On the basis of the finite element method computer simulation of reduction operations by profile of round billets punch through conical die on the basis software package QFORM 2D/3D v. 7 is executed. The analysis of stress and strain states of the material in the wall of the cylindrical billet at its reduction by profile punch through smooth conical die is provided. The results of change in hydrostatic stress, stress intensity, component of deformations and temperatures that occur in the process of reduction and also results of experimental studies of power modes of reduction by profile of punch round billets through conical die are stated. The comparative analysis of the power modes of the theoretical and experimental way in the manufacture of parts with internal ribs is made.

Keywords: mathematical simulation; reduction; screw rifts; stress; strain; force; billet; stamping; die; punch; ribbing.

Актуальность. В специальных отраслях машиностроения существует ряд деталей, имеющих форму цилиндра, на внутренних поверхностях которых выполнены углубления в виде разнонаправленных винтовых канавок — рифлей (рис. 1) [1].

Одним из способов нанесения рифления на обрабатываемую заготовку является обработка резанием. С помощью данного способа обработки можно получить резьбу, которая представляет собой винтовую канавку определенного профиля, прорезанную на цилиндрической

или конической поверхностях. На токарных станках ее выполняют посредством двух равномерных движений — вращения заготовки и поступательного перемещения режущего инструмента вдоль ее оси. Внутреннюю резьбу обрабатываемой заготовки можно получить с помощью нарезания резьбонарезными головками с призматическими гребенками, режущие кромки которых располагаются на одном диаметре и имеют заходный конус.

По сравнению с обработкой резанием метод обработки давлением позволяет экономить

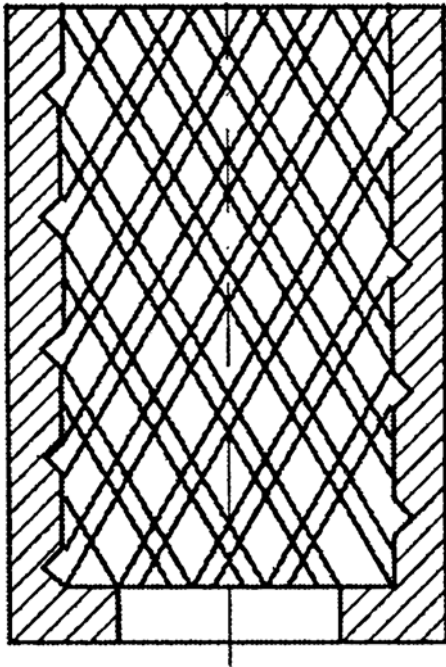


Рис. 1. Схема задания параметров многозаходных винтовых канавок

обрабатываемый материал, так как отсутствует стружка, удаляемая в процессе резания [2]. Метод является более производительным, а также улучшает физико-механические характеристики материала получаемого изделия.

Наиболее производительным методом обработки металлов давлением является прокатка. В этом случае технология изготовления изделия сводится к следующим операциям: прокатка полосы валками с рифлями одного направления; прокатка этой же полосы с рифлями противоположного направления; резка полосы на мерные заготовки; формообразование цилиндра из мерной заготовки; сварка вдоль образующей цилиндра.

Недостатком этого способа является то, что несмотря на высокую производительность на первых трех операциях, последующие две операции не являются высокопроизводительными, и наличие сварного шва нарушает однородность свойств получаемой заготовки. Кроме того, для изготовления изделия, приведенного на рис. 1, требуется операция сварки для получения донной части.

Использование заготовки в виде стакана позволяет отказаться от операций сварки при этом формирование рифлей на внутренней поверхности заготовки может осуществляться методом радиального обжатия на радиально-

ковочных машинах или редуцированием заготовки через коническую матрицу [2, 3].

Оба метода предполагают следующую последовательность операций: на первой операции происходит формирование первой серии ответных впадин от зубьев пуансона; на второй — съем полученного полуфабриката с пуансона; на третьей — отжиг полуфабриката; на четвертой — формирование второй серии ответных впадин зубьев пуансона противоположного направления; на пятой — съем полученного полуфабриката с пуансона; на шестой — термическая обработка.

Метод радиального обжатия на радиально-ковочных машинах из-за локальности приложения нагрузки требует меньшей величины силы для получения заданного профиля рифля. Обладая более высокой точностью получения требуемых размеров на поверхности заготовки, чем процесс редуцирования, он имеет достаточно низкую производительность.

Принципиальная схема редуцирования цилиндрической заготовки рифленным пуансом одного направления приведена на рис. 2.

Возможны два варианта реализации этого процесса. Первый, когда длина рифленного пуансона соответствует длине изготавливаемого полуфабриката на каждом переходе. Вторым вариантом предполагает использование рифленного пуансона меньшей длины, чем изготавливаемый полуфабрикат [4].

Каждую операцию редуцирования осуществляли не менее, чем за два перехода, при этом использовали пуансоны кратной меньшей длины, чем длина трубчатой заготовки. Совместное продавливание через калибровочную матрицу пуансона и трубчатой заготовки на первом переходе каждой операции редуцирования

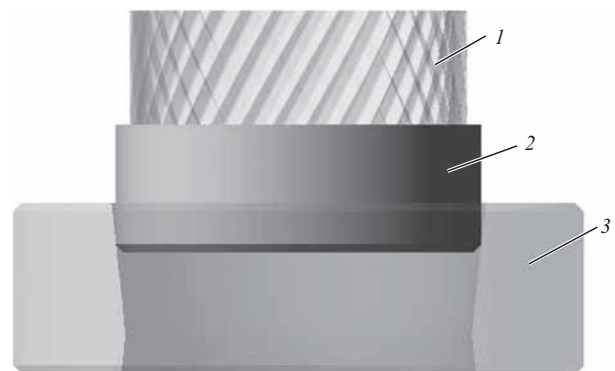


Рис. 2. Схема процесса редуцирования:
1 — пуансон; 2 — заготовка; 3 — матрица

осуществляли с упором пуансона в дно трубчатой заготовки. Между переходами на каждой операции редуцирования проводили вывинчивание пуансона из трубчатой заготовки со сформированными спиральными рифлями, продольное перемещение которой ограничивали кольцевым съемником до образования между пуансоном и трубчатой заготовкой пояска взаимосвязи спиральных выступов пуансона и спиральных рифлей трубчатой заготовки, который использовали на следующем переходе редуцирования для упора пуансона и обеспечивали направления формируемых на этом переходе спиральных рифлей.

Предложенный порядок операций редуцирования и режим проведения переходов с использованием короткого инструмента позволил дискретно, последовательно сформировать плавный профиль многозаходных спиральных канавок в трубчатых заготовках с дном за счет ступенчатого (возвратно-поступательного) перемещения пуансона вдоль обрабатываемой оболочки при упоре в направляющий технологический поясок винтовой взаимосвязи со сформированным профилем, который обеспечивается неполным вывинчиванием инструмента из полуфабриката на предшествующем переходе редуцирования.

Геометрическое замыкание инструмента с обрабатываемой оболочкой на всех промежуточных переходах операции редуцирования полного профиля спиральных рифлей служил упором для силового последовательного продавливания через калибровочную матрицу, предотвращая их относительное вращение при перетекании металла обрабатываемой трубчатой заготовки с дном.

Использование неподвижного съемника при вращении реверсивно извлекаемого пуансона обеспечивало точное позиционирование инструмента относительно обрабатываемой трубчатой заготовки, в паре с которой образуется ходовой винт. Учитывая,

что угол наклона формируемых в оболочке многозаходных спиральных рифлей меньше угла трения сухого скольжения, при упоре в съемник происходит самоторможение обрабатываемой трубчатой заготовки, и пуансон свободно вывинчивается из нее.

Анализ существующих методов получения рифлей на внутренней поверхности цилиндрической заготовки, таких как: обработка металла резанием, радиальный обжим, прокатка и редуцирование цилиндрической заготовки с помощью профильного пуансона через коническую матрицу, показал, что последний метод является наиболее эффективным и технологичным [2].

Напряженное и деформированное состояния.

Для анализа операции редуцирования цилиндрической заготовки с помощью профильного пуансона через коническую матрицу был выбран программный комплекс QForm 2D/3D, основанный на методе конечных элементов [5, 6]. Материал толстостенной трубной заготовки — упругопластический.

В качестве заготовки для изготовления цилиндрических деталей с внутренним рифлением использован цилиндрический стакан из стали 10 (рис. 3, а). Чертежи матрицы и пуансона для получения рифлей приведены на рис. 3, б и 4.

На первом этапе необходимо осуществить трехмерное моделирование инструмента и за-

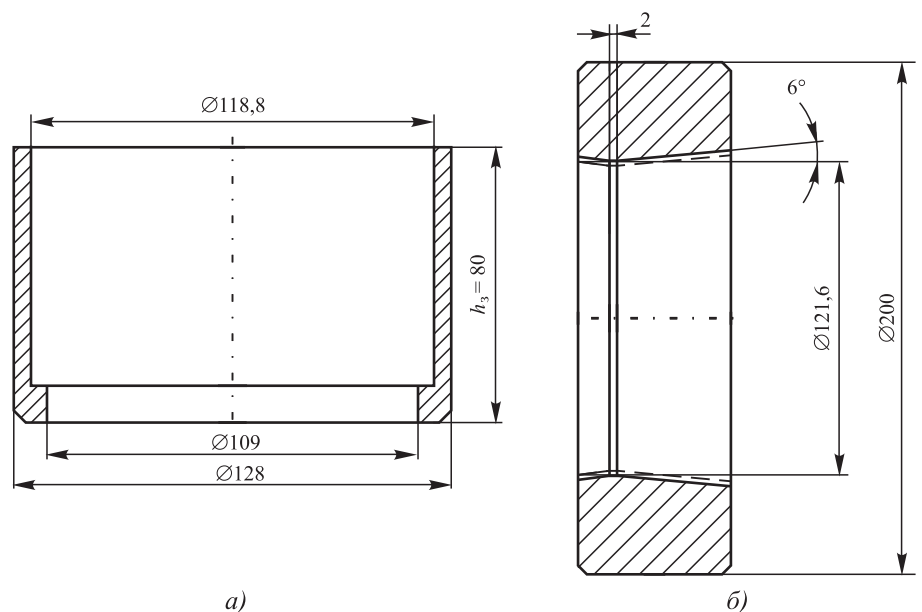


Рис. 3. Исходная заготовка (а) и геометрические размеры матрицы для редуцирования (б)

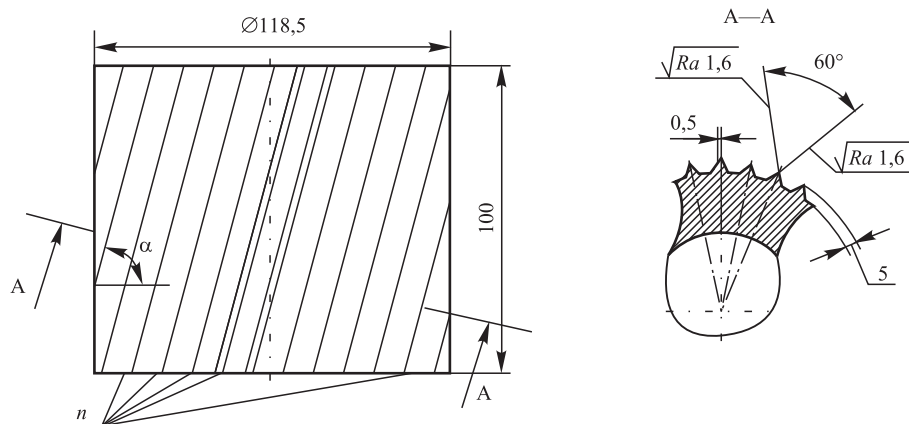


Рис. 4. Рифленный пуансон

готовки с помощью подпрограммы QShape программного комплекса QForm 2D/3D. Трехмерное представление инструмента и заготовки показано на рис. 5.

В этом случае схема процесса редуцирования будет соответствовать схеме, приведенной на рис. 2. Проанализированы основные характеристики напряженного и деформи-

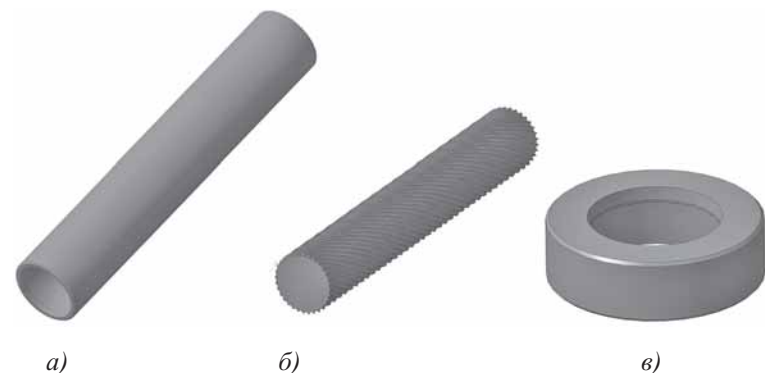


Рис. 5. Трехмерное представление деформируемой заготовки (а), пуансона (б) и матрицы (в)

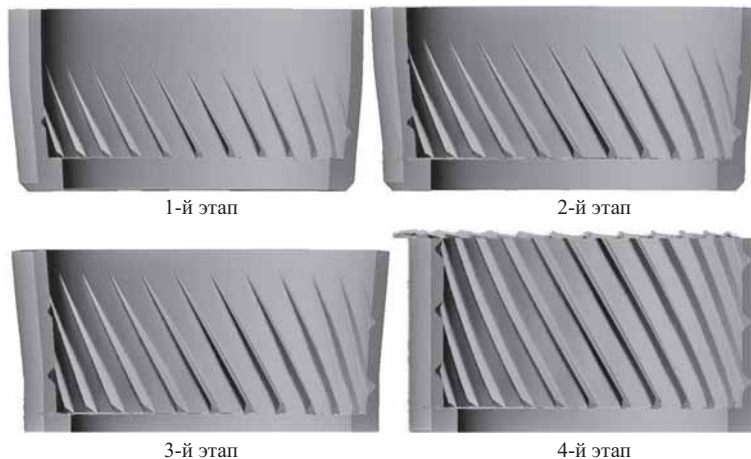


Рис. 6. Геометрия заготовки на четырех этапах формоизменения

рованного состояний материала заготовки в процессе редуцирования для четырех характерных этапов нагружения заготовки (рис. 6).

В процессе формирования рифта на первом этапе во всей области получены высокие значения сжимающего гидростатического напряжения (рис. 7). На следующих этапах формирования рифта металл начинает претерпевать растяжения в области стенки, это

приводит к возникновению положительных значений гидростатического напряжения на втором и третьем этапах. На четвертом этапе во всей области рифта реализуются положительные значения гидростатического напряжения, что свидетельствует о возможности разрушения материала в этой области. При этом значения сжимающего и растягивающего среднего напряжения максимальны в вершине рифта.

Анализ картины распределения интенсивности напряжения (рис. 8) в зоне рифта показал, что ее значения в процессе формирования рифта изменяются незначительно и степень неоднородности значений в области рифта также сравнительно небольшая.

При формировании рифта в металле заготовки получены большие значения пластической деформации (рис. 9), которые могут достигать 3,30 в вершине рифта и 1,50 на его периферийных участках. Это свидетельствует о значительном упрочнении материала и неоднородности его свойств в зоне образования рифта.

В процессе нагружения материал заготовки нагревается. Анализ результатов расчетов показал, что температура в области рифта распределена неравномерно по объему материала. Максимальное ее значение достигается в верхней точке рифта. После того как рифт сформирован, в процессе дальнейшего нагружения температура в области данного рифта начинает уменьшаться, что видно из картины распределения температур на четвертом этапе.

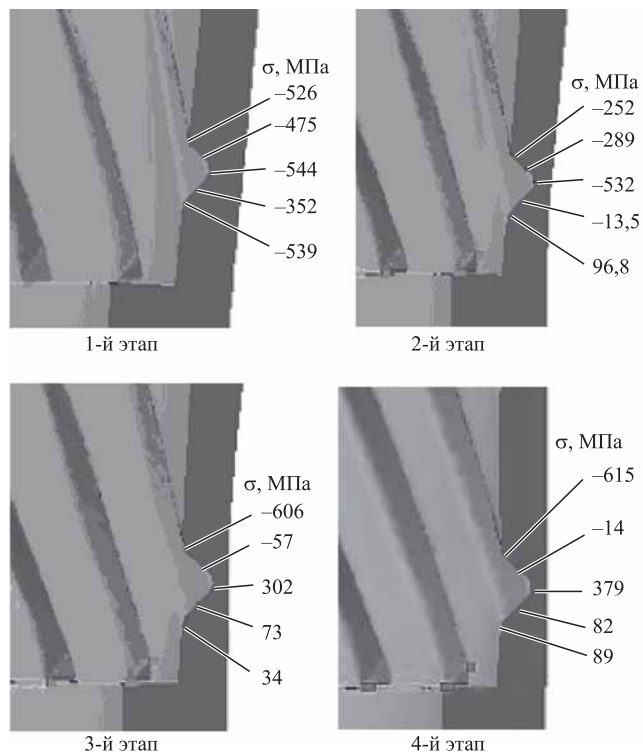


Рис. 7. Изменение среднего напряжения σ в процессе деформирования заготовки на четырех этапах

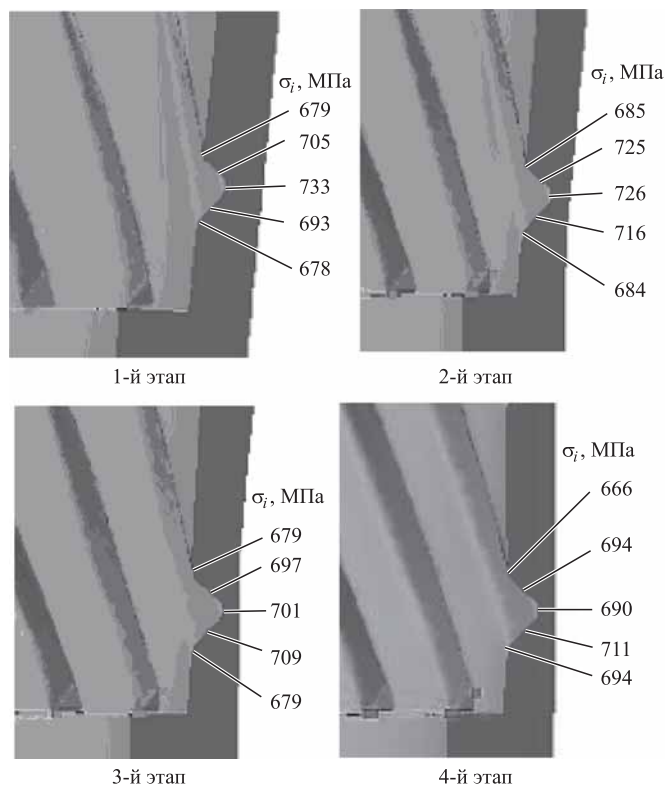


Рис. 8. Изменение интенсивности напряжения σ_i в процессе деформирования заготовки на четырех этапах

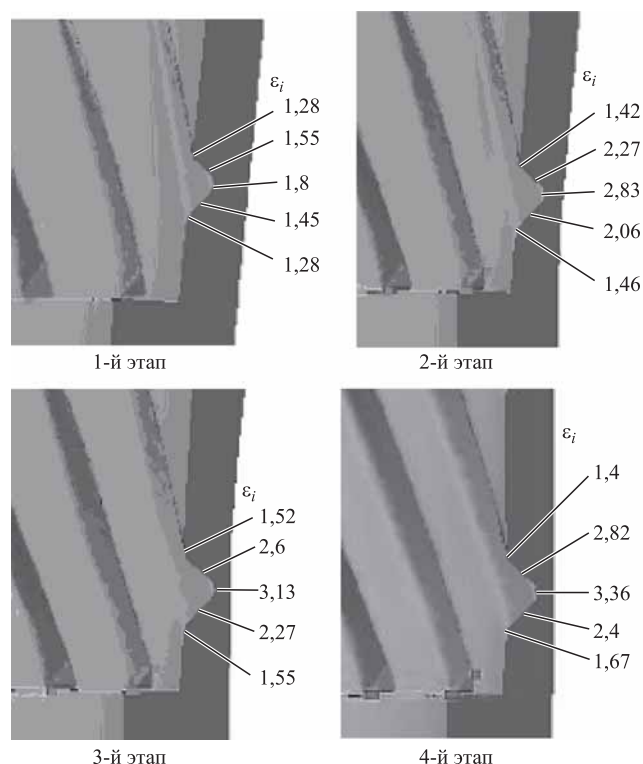


Рис. 9. Изменение накопленной деформации ϵ_i в процессе деформирования заготовки на четырех этапах

Регрессионные зависимости силовых режимов.

Для проектирования технологического процесса изготовления изделий данного типа необходимо знать регрессионные зависимости, отражающие силовые параметры процессов редуцирования и съема заготовки в зависимости от геометрии инструмента и условий трения.

С этой целью рационально использовать аппарат математической статистики и теории планирования многофакторного эксперимента применительно к результатам проведенных численных исследований этих операций при различных сочетаниях геометрических размеров инструмента и условий трения.

При проведении численных экспериментов геометрические размеры исходной заготовки и матрицы для редуцирования (см. рис. 3) оставались постоянными, а для рифленого пуансона (см. рис. 4) при неизменных его габаритных размерах изменялись характеристики рифленой поверхности, в частности угол наклона рифлей и их число по длине окружности пуансона.

В качестве основных факторов, определяющих процесс получения изделия с внутренним рифлением, выбраны следующие: угол накло-

на рифлей на пуансоне α ; количество рифлей на пуансоне n ; коэффициент трения μ .

В качестве выходных параметров (функции отклика), характеризующих данный процесс, были приняты: сила в процессе редуцирования P_1 ; сила в процессе съема на единицу высоты заготовки P_2/h_3 .

Для описания перечисленных выше зависимостей использована полиномиальная модель второго порядка.

Связь натуральных и кодированных значений факторов осуществляется по известным соотношениям:

$$X_{i0} = (X_{i\max} + X_{i\min})/2; \Delta X_i = (X_{i\max} - X_{i\min})/2; x_i = (X_i + X_{i0})/\Delta X_i; X_i = x_i \Delta X_i + X_{i0},$$

где X_{i0} — значение фактора на основном уровне в натуральном масштабе; x_i, X_i — значение факторов в кодированном и натуральном масштабах; ΔX_i — интервал варьирования фактора в натуральном масштабе.

В таблице приведены уровни и интервалы варьирования основных факторов.

В качестве плана эксперимента использован трехфакторный план, матрица которого приведена в работе Ф.С. Новика, Я.Б. Арсова (см. кн.: Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. 304 с.). Согласно данному плану проведена серия расчетов, и после проверки значимости коэффициентов уравнений регрессии по t -критерию Стьюдента из этих зависимостей были исключены незначимые коэффициенты и проведен перерасчет моделей с последующей проверкой их адекватности по F -критерию Фишера при уровне значимости 0,05. Необходимые расчеты по определению коэффициентов регрессии выполнены по программе *R_3_10.exe*, разработанной на кафедре МПФ ТулГУ.

Получены уравнения регрессии, устанавливающие зависимости силы в процессе редуцирования P_1 и силы съема на единицу высоты

заготовки P_2/h_3 от угла наклона рифлей на пуансоне α ; количества рифлей на пуансоне n ; коэффициента трения μ , которые имеют вид:

— сила в процессе редуцирования:

$$y_1 = 0,40148 + 0,027778 x_1 + 0,051667 x_2 + 0,11111 x_3 + 0,003333 x_1 x_2 + 0,005833 x_1 x_3 + 0,0125 x_2 x_3 - 0,004444 x_1^2 + 0,0072222 x_2^2 - 0,011111 x_3^2;$$

— сила съема на единицу высоты заготовки:

$$y_2 = 0,27993 + 0,017222 x_1 + 0,034 x_2 + 0,022333 x_3 + 0,011667 x_1 x_3 - 0,0068333 x_2 x_3 + 0,085222 x_1^2 + 0,011556 x_2^2 - 0,026778 x_3^2.$$

С помощью полученных уравнений регрессии были построены поверхности отклика и их сечения, отражающие зависимость силы в процессе редуцирования (рис. 10), силы съема на единицу высоты заготовки (рис. 11) от угла наклона рифлей, их количества на пуансоне и коэффициента трения.

Анализ полученных результатов (см. рис. 10 и 11) показал, что в процессе редуцирования максимальное значение силы достигается с повышением коэффициента трения, угла наклона рифлей и их количества на пуансоне.

При увеличении количества рифлей на пуансоне от 26 до 38 сила редуцирования возрастает в 2 раза, а при увеличении коэффициента трения μ от 0 до 0,2 — в 1,5 раза. Влияние угла наклона рифлей на силу процесса значительно меньше. Так, при изменении угла наклона от 20 до 40° сила процесса увеличивается в среднем на 10 %.

Анализ результатов по силе съема в зависимости от указанных факторов показал, что наибольшее влияние на процесс оказывает угол наклона рифлей. При увеличении угла наклона от 20 до 40° сила съема возрастает в 2 раза.

Уровни факторов и интервалы их варьирования

Область эксперимента	Фактор α		Фактор n		Фактор μ	
	Натуральное значение, °	Кодированное значение x_1	Натуральное значение	Кодированное значение x_2	Натуральное значение	Кодированное значение x_3
Основной уровень	30	0	32	0	0,1	0
Интервал варьирования	10	1	6	1	0,1	1
Нижний уровень	20	-1	26	-1	0	-1
Верхний уровень	40	+1	38	+1	0,2	+1

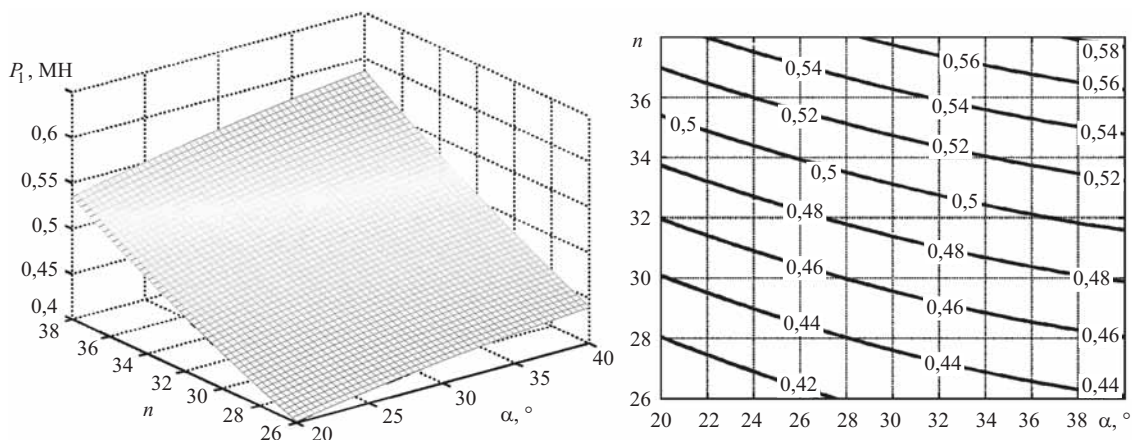


Рис. 10. Зависимости изменения силы P_1 от α и n при $\mu = 0,1$

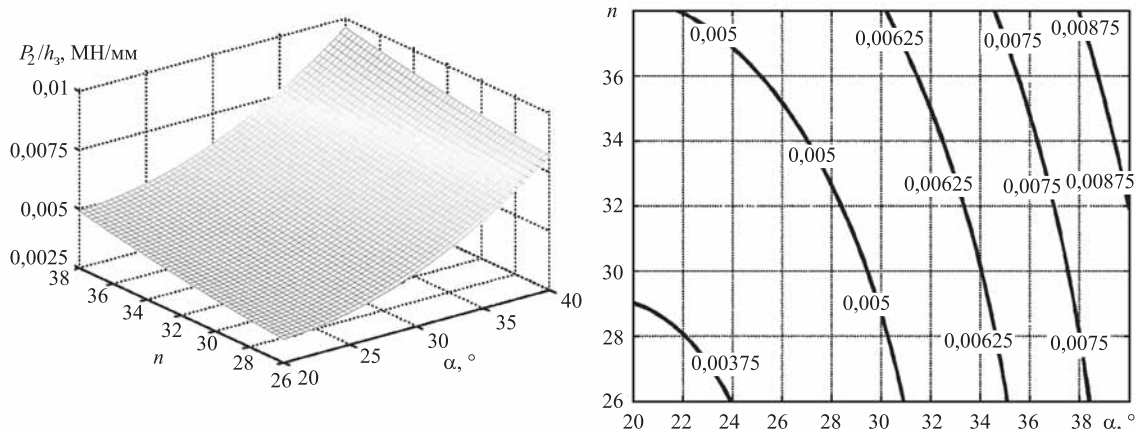


Рис. 11. Зависимости изменения параметра P_2/h_3 от α и n при $\mu = 0,1$

При увеличении количества рифлей на пуансоне от 26 до 38 сила процесса возрастает на 10...30 % в зависимости от угла наклона рифлей. Чем больше угол наклона рифлей, тем меньшее влияние оказывает их количество на силу съема.

Экспериментальные исследования. Для оценки достоверности полученных теоретических результатов с помощью программного комплекса QForm 2D/3D были проведены экспериментальные исследования.

В качестве исходной заготовки выбрана труба 127×12 мм из стали 10 (ГОСТ 1050—88). Штамповку заготовки осуществляли за две операции — нанесение левых рифлей на первой операции, нанесение правых рифлей на второй операции с последующим съемом на каждой операции. Был спроектирован и изготовлен штамповый инструмент. Штамповку проводили на гидравлическом рамном вытяжном прессе ПА7834, предназначенном для холодной глубокой вытяжки полых деталей: сила прессы 2500 кН; наибольший ход ползуна 2500 мм; закрытая высота прессы (наименьшая) 900 мм; максимальный ход выталкивателя 1300 мм.

Силу в процессе штамповки измеряли с помощью измерительной станции MGC+. На рабочую поверхность пуансона наклеивали восемь тензорезисторов КФ5П1-10-200.

Перед штамповкой заготовку фосфатировали, а штамповый инструмент смазывали индустриальным маслом.

Процесс формирования рифлей на внутренней поверхности оболочек происходил в несколько условных этапов:

1) заготовка стоит в матрице, а пуансон с легким натягом внедряется в заготовку. При этом заготовка остается неподвижной;

2) при достижении торца пуансона внутреннего буртика в донной части заготовки начинается совместное движение пуансона и заготовки через рабочую поверхность матрицы (операция редуцирования). На данном этапе формируются внутренние рифли одного направления;

3) после завершения операции редуцирования отштампованная заготовка вместе с пуансоном полностью выходила через матрицу в обратном направлении и упиралась в съёмник;

4) на конечном этапе происходило снятие заготовки с пуансона, при этом заготовка оставалась неподвижной, а пуансон выкручивался из нее.

На каждом этапе формирования рифлей на внутренней поверхности заготовки фиксировали силу операции.

После первой операции высота полуфабриката составляла 725...730 мм.

Перед второй операцией полуфабрикат подрезали на высоту 660 мм и фосфатировали без промежуточного отжига. Вторую операцию выполняли по той же схеме.

На рис. 12 приведены заготовка, полуфабрикат после первой операции и готовая деталь.

Графические зависимости изменения силы процесса от перемещения пуансона на каждой операции технологического процесса показаны на рис. 13 и 14.

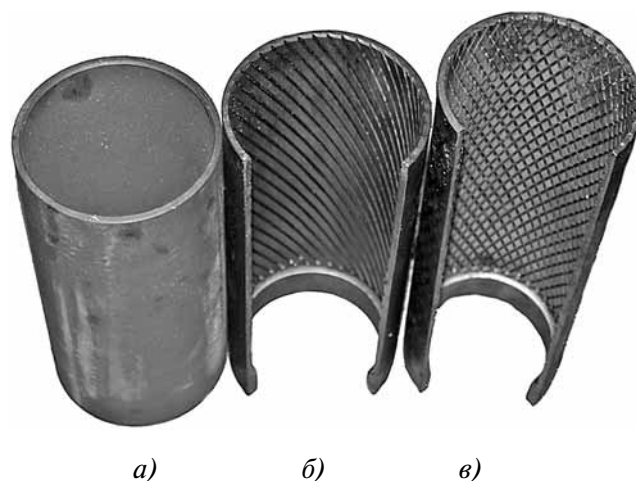


Рис. 12. Заготовка (а), полуфабрикат после первой операции (б) и готовая деталь (в)

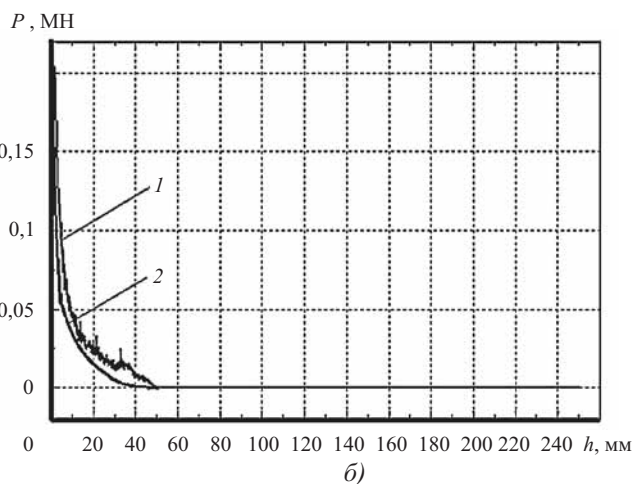
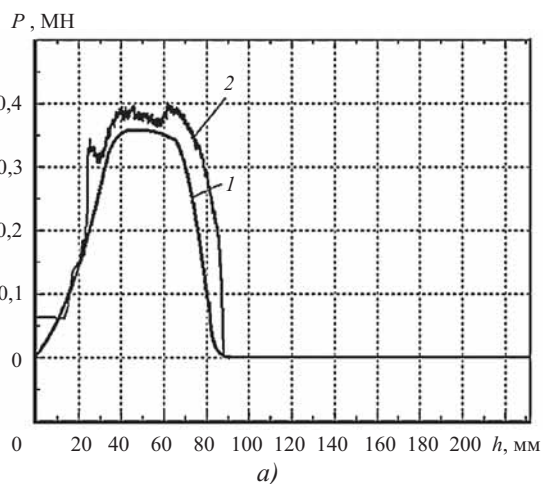


Рис. 13. Зависимости изменения силы после первой операции редуцирования (а) и силы съема полуфабриката с рифленого пуансона с левыми рифлями (б) от перемещения пуансона:

1 — экспериментальная кривая; 2 — теоретическая кривая

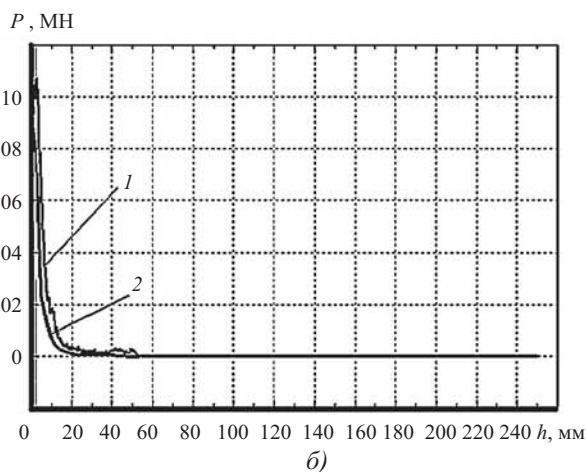
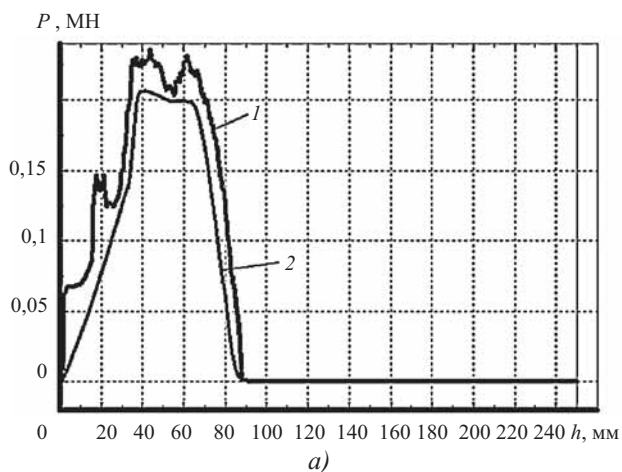


Рис. 14. Зависимости изменения силы после второй операции редуцирования (а) и силы съема изделия с рифленого пуансона с правыми рифлями (б) от перемещения пуансона:

1 — экспериментальная кривая; 2 — теоретическая кривая

Анализ полученных результатов показал, что расхождение теоретических и экспериментальных значений сил составило: на первой операции редуцирования — 5...9 %; на съеме полуфабриката с рифленого пуансона с левыми рифлями — 3...5 %; на второй операции редуцирования — 8...12 %; на съеме изделия с рифленого пуансона с правыми рифлями — 6...10 %.

Также было установлено, что сила деформирования на первой операции редуцирования выше в 2 раза, чем на второй операции редуцирования. Сила съема после первой операции редуцирования выше в 1,3 раза, чем после второй.

В результате можно сделать вывод, что выбранная расчетная схема операций является достоверной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ямников А.С., Волков Д.П. Расчет параметров пуансонов для получения винтовых внутренних канавок на полых цилиндрических заготовках // Инструмент и технологии. 2011. № 3. Вып. 3. С. 43—50.

2. Митин О.Н., Иванов Ю.А. Анализ существующих технологий получения цилиндрических заготовок с рифлением // Известия ТулГУ. Серия: "Технические науки". 2013. Вып. 1. С. 150—156.

3. Кухарь В.Д., Сорвина О.В. Ротационная ковка полых цилиндрических заготовок. Тула: Изд-во ТулГУ, 2012. 97 с.

4. Пат. 2316403 РФ, МПК7 В 21С 37/20. Способ формирования многозаходных спиральных рифлей / О.А. Анпилогов, И.В. Казаков, В.П. Кузнецов, Н.А. Серегин; заявитель и патентообладатель И.В. Казаков. № 2006106113/02; заявл. 28.02.06; опубл. 10.02.08, Бюл. № 8. 8 с.

5. Биба Н.В., Стебунов С.А. QForm 5.0 — программный инструмент для повышения эффективности производства в обработке металлов давлением. 2008.

6. Теория обработки металлов давлением: учебник для вузов / В.А. Голенков, С.П. Яковлев, С.А. Головин, С.С. Яковлев, В.Д. Кухарь; под ред. В.А. Голенкова, С.П. Яковлева. М.: Машиностроение, 2009. 442 с.

Сергей Сергеевич Яковлев, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;

Олег Николаевич Митин, канд. техн. наук

УДК 621.771

В.Б. Мамаев, М.В. Мамаев
(Рыбинский государственный авиационный
технический университет им. П.А. Соловьева)

Условие пластичности и граничные условия на примере исследования напряженного состояния в процессах осадки

Приведено теоретическое обоснование и на примере процесса осадки выполнен анализ основных элементов математической модели метода траекторий главных направлений, таких как условие пластичности и граничные условия в характерных точках.

Ключевые слова: математическое моделирование; метод траекторий; осадка; напряженное состояние; условия пластичности; граничные условия.

Theoretical substantiation is presented and the example of the upsetting process analysis of the main elements of the mathematical model of the method of the trajectories of the major destinations such as the condition of plasticity and the boundary conditions at the characteristic points is performed.

Keywords: mathematical simulation; method of trajectories; upsetting; stressed state; ductility conditions; boundary conditions.

Обзоры существующих аналитических методов анализа процессов пластической деформации, выполненные отечественными и зарубежными исследователями, показали, что

эти методы наряду с теми или иными преимуществами обладают рядом характерных недостатков. В основном трудности вызывают такие взаимосвязанные вопросы и задачи, как

условие пластичности, выбор и назначение граничных условий, адекватный учет сил контактного трения, определение границ раздела течения металла и границ между застойными областями и областями с интенсивным пластическим течением.

Результаты проведенных ранее теоретических исследований могут быть успешно использованы не только в качестве практических рекомендаций, полезных при проектировании технологических процессов [1, 2], но и для более эффективного решения указанных выше вопросов. При этом было показано, что при осадке свободная поверхность образца образована геометрическим местом точек, представляющим собой траектории главных направлений (напряжений и деформаций) — 1, 2 и 3.

Для реального использования этого теоретического положения необходимо знать или уметь определять углы поворота главных направлений 1, 2 и 3 по отношению к осям координат. Например, при осадке контур свободной поверхности является траекторией главного направления 1, в каждой точке которой касательная линия будет составлять с осью Z текущий угол φ_1 .

В общем случае возникает необходимость знать или уметь определять углы поворота главных направлений φ_1 , φ_2 и φ_3 в любой конкретной точке тела (элементарном объеме или конечном элементе). Если объемную задачу решать поэтапно, т.е., используя свойство инвариантности, свести ее к плоской или осесимметричной, то на первоначальном этапе можно определить угол поворота главного направления 1 (φ_1). Далее используя такие понятия, как главная плоскость и результирующее главное эквивалентное направление — 23 (главных напряжений и деформаций), в силу ортогональности определяется угол — $\varphi_{23} = \varphi_1$. На следующем этапе анализа на основании инвариантности и результатов, полученных в работе [3], представляется возможным вернуться к объемной задаче и определить углы φ_2 и φ_3 .

Целью работы является разработка теоретических основ метода траекторий главных направлений (главных нормальных напряжений и деформаций), что позволит определять эти углы поворота в любой точке тела, а следовательно, напряженное и деформированное состояние [4]. С практической точки зрения это позволяет, прежде всего, полностью или

частично избавиться от указанных выше недостатков или существенно снизить их отрицательное влияние.

На основании математической модели предлагаемого метода становятся возможными разработка и использование недорогих работающих в реальном режиме времени программных продуктов, позволяющих выполнять экспресс-анализ влияния технологических параметров на протекание и результаты процессов обработки металлов давлением. Таким образом, несмотря на достаточно существенное количество отдельных технологических факторов, их значимости и взаимодействия, могут быть определены рациональные величины технологических параметров и их сочетания.

Далее при необходимости, но уже в оптимальной или рациональной области вводимых технологических параметров, можно использовать программные продукты QFORM-3D и DEFORM, что позволит учесть неоднородность температурного поля, неоднородность напряженного и деформированного состояний, упрочнение, анизотропию и другие реальные факторы и, следовательно, решать трехмерные задачи с большей точностью.

Во многих программных продуктах используется метод конечных элементов, одним из важных этапов которого является построение сетки, образующей эти элементы. При этом, в основном, сетка выбирается из математических соображений, а природа процесса пластической деформации не учитывается или учитывается грубо. Поэтому сетка траекторий главных направлений может быть эффективно использована в методе конечных элементов.

При проведении теоретических исследований были приняты основные допущения о том, что исследуемое твердое тело и его материал является изотропным, неупрочняемым или упрочнением можно пренебречь, или учесть его на основании усредненной оценки, а условия пластической деформации изотермические.

При решении задач и вопросов, указанных выше, ключевым является условие пластичности, которое в наиболее широко известных математических моделях, как правило, принимается приближенным, что существенно снижает адекватность этих моделей. Ранее выполненные исследования [5] позволили сделать

выводы о том, что среднее главное нормальное напряжение σ_2 не оказывает непосредственного влияния на требуемое напряжение текучести $\sigma_s = \sigma_{s13}$, а условие пластичности Треска—Сен-Венана, как и считал Мизес, является точным и достаточным. Поэтому ниже будет показана возможность использования полного, а не упрощенных условий пластичности.

Понятие инвариантности действительного напряженного и деформированного состояний в точке (элементарном объеме или конечном элементе) означает не только их фактическую независимость от выбранной трехмерной системы координат. Одновременно оно дает возможность за счет выбора системы координат представить эти состояния на различных уровнях разложения полного напряжения в точке p_0 на составляющие в трехмерном, двумерном (на плоскости) и линейном виде. В трехмерном представлении полного напряжения в точке p_0 главными направлениями являются направления, которые принято обозначать 1, 2 и 3. В двумерном представлении, т.е. на плоскости, это будут направления, которые можно обозначить как направления 1 и 23, где последнее является результирующим и эквивалентным от направлений 2 и 3. Для линейного представления главным направлением будет направление полного напряжения.

Трехмерные задачи решаются поэтапно. В работах [3–5] и математическом моделировании напряженного состояния в элементарном объеме было использовано, развивалось и анализировалось понятие "главная плоскость". Главной можно считать такую плоскость, в которой лежат: главное направление 1; полное напряжение в точке p_0 ; координатная ось Z и направление 23, являющееся результирующим и эквивалентным по отношению к главным направлениям 2 и 3.

Учитывая, что на чертеже детали и эскизе штампуемой заготовки практически всегда присутствуют оси и плоскости или поверхности симметрии, то рациональным может быть признан поэтапный подход к решению задач. Он заключается в том, что сначала формулируется и решается плоская или осесимметричная задача, а ее результаты служат в качестве дополнительных граничных условий, т.е. исходных данных для пересчета в объемную трехмерную задачу.

Далее предполагаем, что системы координат, выбранные для чертежа поковки и для

рассмотрения напряженного и деформированного состояний, в элементарных объемах параллельны. Тогда такие понятия и частные случаи, как плоское деформированное или осесимметричное напряженное состояние будут одновременно иметь место для осей, плоскостей и поверхностей симметрии поковки и для элементарных объемов, образующих тело поковки.

Для получения универсальных формул, которые в дальнейшем могут быть использованы для плоского деформированного и осесимметричного напряженного состояния, а также для объемной задачи в общем виде примем следующее универсальное обозначение осей координат штампуемой заготовки, как это принято на рис. 1: n, m, l соответственно вместо z, x, y или z, ρ, θ , ранее уже использованных при рассмотрении элементарных объемов.

В работе [5] было показано, что для трехмерной задачи исходное условие пластичности следует принимать в виде:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s = \sigma_{s13}, \quad (1)$$

где σ_1, σ_3 — главные нормальные напряжения в соответствии с главными направлениями 1 и 3, полуоси эллипсоида напряжения; σ_s, σ_{s13} — линейное сопротивление пластическому деформированию.

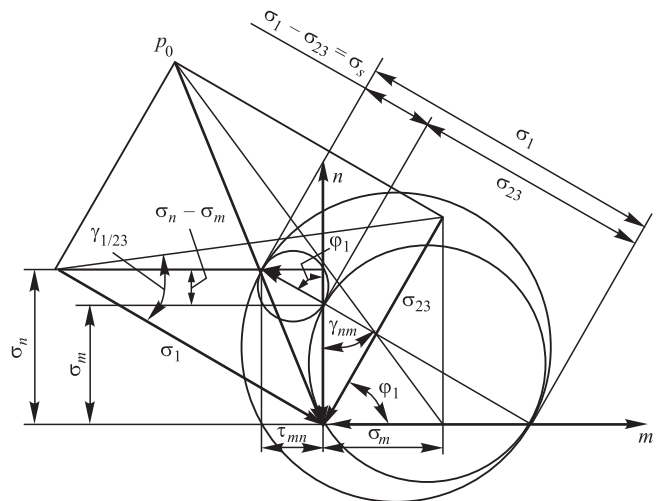


Рис. 1. Геометрическая интерпретация условия пластичности:

φ_1 — угол между вертикальной осью n , главным нормальным напряжением σ_1 и сопротивлением пластическому деформированию σ_s ; $\gamma_{13} = \gamma_{nm}$ — угол, характеризующий соотношение значений нормальных напряжений

Условие пластичности в соответствии с формулой (1) может быть записано в следующем виде [3]:

$$\sigma_1 - \sqrt{\frac{\sigma_3}{\sigma_2}} \sigma_{\varepsilon 23} = \sigma_s, \quad (2)$$

где $\sigma_{\varepsilon 23}$ — эквивалентное напряжение, одновременно принадлежащее главной плоскости и плоскости главных направлений 2 и 3, является результатом действия главных нормальных напряжений σ_2 и σ_3 , равно расстоянию от центра эллипсоида напряжения до его поверхности:

$$\sigma_{\varepsilon 23} = \sqrt{\frac{\sigma_2^2 + \sigma_3^2}{2}}. \quad (3)$$

Далее с учетом принятых обозначений и геометрических построений, представленных на рис. 1, условие пластичности (2) может быть записано в следующем виде:

$$\sigma_1 - \sqrt{\frac{\sigma_3}{\sigma_2}} \sigma_{\varepsilon 23} = \frac{\sigma_n}{\cos \varphi_1} - \frac{\sigma_m}{\cos \varphi_1} = \sigma_s; \quad (4)$$

или окончательно в параметрическом виде:

$$\begin{cases} \sigma_n - \sigma_m = \sigma_s \cos \varphi_1; \\ \tau_{mn} = \frac{1}{2} \sigma_s \sin \varphi_1. \end{cases} \quad (5)$$

Для контактной поверхности в области скольжения принимаем закон трения Г. Амонтона $\tau_{mn} = \mu_A \sigma_n$. С учетом схемы и обозначений (см. рис. 1) получаем соотношения и тригонометрические функции, связывающие коэффициент контактного трения μ_A с обозначенным на схеме углом контактного трения φ :

$$\begin{aligned} \operatorname{tg} \varphi &= 2\mu_A; & \mu_A &= \frac{\operatorname{tg} \varphi}{2}; \\ \sin \varphi &= \frac{2\mu_A}{\sqrt{1+4\mu_A^2}}; & \cos \varphi &= \frac{1}{\sqrt{1+4\mu_A^2}}. \end{aligned} \quad (6)$$

Далее условие пластичности (5) может быть конкретизировано для свободной и контактной поверхности осаживаемого образца.

На свободной поверхности силы контактного трения отсутствуют, поэтому условие пластичности (5) принимает следующий частный вид:

$$\begin{cases} \sigma_n = \sigma_1 \cos \varphi_{1c} = \sigma_s \cos \varphi_{1c}; \\ \sigma_m = 0; \\ \tau_{mn} = \frac{1}{2} \sigma_s \sin \varphi_{1c}, \end{cases} \quad (7)$$

где φ_{1c} — угол сопротивления пластическому деформированию на свободной поверхности.

Для контактной поверхности условие пластичности (5) также принимает следующий частный вид:

$$\begin{cases} \sigma_n = \sigma_s \operatorname{ctg} \varphi \sin \varphi_{1k}; \\ \sigma_m = \sigma_s (\operatorname{ctg} \varphi \sin \varphi_{1k} - \cos \varphi_{1k}) = \\ = \sigma_s \frac{\sin(\varphi_{1k} - \varphi)}{\sin \varphi}; \\ \tau_{mn} = \frac{1}{2} \sigma_s \sin \varphi_{1k}, \end{cases} \quad (8)$$

где φ_{1k} — угол сопротивления пластическому деформированию на контактной поверхности.

Формы записи (7) и (8) условий пластичности (5) имеют свои преимущества, которые будут использованы при формулировке граничных условий, а также для выполнения анализа напряженного состояния в характерных точках, лежащих на свободной и контактной поверхности.

Далее для установления граничных условий был выполнен анализ эпюр контактных напряжений, полученных экспериментальным путем и приведенных в работах В.М. Заварцевой и Е.П. Унксова и других исследователей. На рис. 2 представлен один из характерных результатов экспериментов по осадке относительно низких образцов.

История развития исследований показала, что для аналитического определения нормальных напряжений на контактной поверхности и последующего нахождения силы, необходимой для осадки, изначально принимался соответствующий закон изменения касатель-

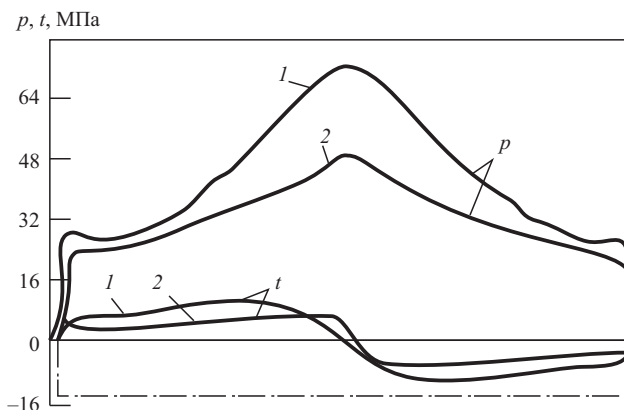


Рис. 2. Эпюры контактных напряжений при плоской осадке свинцовых образцов с соотношением $a_0/h_0 = 7$ [3]: 1 — осадка без смазки; 2 — осадка со смазкой

ных напряжений на контактной поверхности, а затем уже с помощью уравнений равновесия устанавливался закон изменения нормальных напряжений. В общем случае изменение контактных напряжений и описание их эпюр не поддавалось описанию единым законом и носило более сложный характер. Поэтому был сделан вывод о наличии на контактной поверхности в общем случае двух зон, а именно: прилипания или застоя и скольжения.

Так, для относительно высоких образцов принимали, что существует только одна зона — зона прилипания, что наблюдается при любом коэффициенте трения μ_A . Для средних по высоте образцов принимали другие условия, соответствующие (по Е.П. Унксову) зоне торможения. Для относительно низких и широких образцов принимали одновременное наличие обеих зон.

Авторы W. Schroeder и D.A. Webster показали, что при осадке относительно низких образцов на контактной поверхности имеет место довольно большая и ярко выраженная область скольжения. С учетом этого они рассмотрели три частных случая. Однако и эта математическая модель не могла удовлетворять в случае самых низких или широких образцов. Поэтому Е.П. Унксов предложил рассматривать на контактной поверхности три зоны: скольжения, торможения и прилипания. В этом случае под зоной торможения следовало подразумевать часть зоны скольжения, на которой величина касательных напряжений асимптотически приближалась к максимально возможной величине — $0,5\sigma_s$.

Однако, если с точки зрения требуемой для практического использования точности такая математическая модель являлась вполне удовлетворительной, то с теоретической точки зрения она имеет ряд недостатков, среди которых можно отметить следующие:

- во-первых, она не объясняет наблюдаемый в некоторых случаях рядом исследователей всплеск напряжений у края образца, как это видно на рис. 2;

- во-вторых, используемые краевые граничные условия на стыке свободной и контактной поверхностей $\sigma_n = \beta\sigma_s$, где β — коэффициент Лодэ, являются завышенными и не учитывают искажение геометрии свободной поверхности (бочкообразование) в процессе осадки;

- в-третьих, краевые граничные условия на стыке свободной и контактной поверхно-

стей принимают постоянными, т.е. неизменяющимися по ходу процесса осадки:

$$\sigma_n = \beta\sigma_s = \text{const.}$$

Исследования показали, что вместе с такими параметрами искажения геометрии свободной поверхности, как кривизна дуги и стрела прогиба, по ходу процесса осадки на стыке свободной и контактной поверхностей также изменяются и краевые граничные условия.

Поэтому далее на основании большого количества экспериментальных данных, полученных ранее, условий пластичности и замечаний, приведенных выше, был выполнен анализ напряженного состояния, выделены характерные для общего случая точки, имеющие место при осадке низких и широких образцов, для которых и были сформулированы граничные условия. Результаты приведены на рис. 3.

На рис. 3 выделены шесть характерных сечений, перпендикулярных оси координат m . Для обозначения полученных характерных точек использованы: номер сечения 1—6, а также буквенные символы, означающие принадлежность точек: к контактной поверхности — К; к свободной поверхности — С; к координатной оси — m , являющейся также осью симметрии — О.

Например, запись $\phi_{1/2KC}$ означает угол между вертикальной осью n и главным направлением 1 (а также нормальным напряжением σ_1 , сопротивлением пластическому деформированию σ_s) в точке 2, лежащей на стыке контактной и свободной поверхностей.

Построение картины напряжений в каждой конкретной точке основывалось на соблюдении принятого условия пластичности (5), а точнее, соответствующей для этой конкретной точки форме записи условия пластичности (7) или (8). Кроме того, для определения напряженного состояния и граничных условий в характерных точках использовались свойства траекторий главных направлений (в данном случае — главных нормальных напряжений), которые будут подробно рассмотрены во второй части данной работы. Все это позволило получить результаты, представленные на рис. 3 и отдельно в виде формул, приведенных ниже.

Выделение отдельных точек и причисление их к характерным точкам, а также определение граничных условий может быть обоснова-

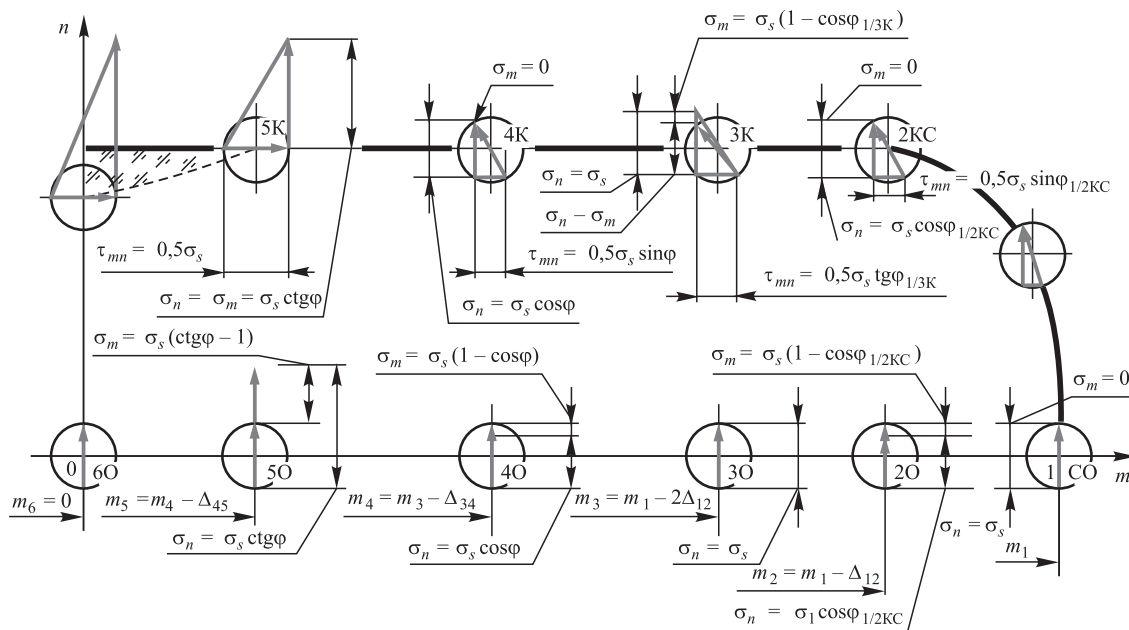


Рис. 3. Граничные условия в характерных точках для общего случая при осадке низких образцов

но не только с учетом условия пластичности и анализа эпюр контактных напряжений, но и на основании анализа траекторий главных направлений. При этом объяснение и обоснование граничных условий, принимаемых в каждой конкретной точке, существенно облегчается, если в нарушение логической последовательности при изложении пути достижения основной цели, поставленной в данной работе, сразу сослаться на результаты, полученные на заключительных этапах исследования. В данном случае речь идет о результатах моделирования, представленных на рис. 4 (см. обложку), которые могут служить уже не только обоснованием, но и подтверждением правильности принимаемых решений.

Далее, в соответствии с рис. 3 и принятыми обозначениями, рассмотрим граничные условия в характерных точках на свободной и контактной поверхностях осаживаемого образца.

Точка 1CO. Координаты: $m_1 = m_2 + \Delta_{12}$; $n = 0$; $\varphi_{1/1CO} = 0$,

$$\text{где } \Delta_{12} = \frac{h}{2} \frac{1 - \cos \varphi_{1/2K}}{\sin \varphi_{1/2K}} = \frac{h}{2} \operatorname{tg} \frac{\varphi_{1/2K}}{2};$$

$$\begin{cases} \sigma_{n/1CO} = \sigma_{1/CO} = \sigma_s; \\ \sigma_{m/1CO} = 0; \\ \tau_{mn/1CO} = \tau_{nm/1CO} = 0. \end{cases} \quad (9)$$

Точка 2КС. Координаты: $m = m_2 = m_1 - \Delta_{12}$; $n = h/2$;

$$\sin \varphi_{1/2KC} = \frac{\sqrt{2}}{2} \left[\delta^K - \frac{1 - \operatorname{tg} \varphi}{4} \sin(\pi \delta) \right], \quad (10)$$

где $\delta = (h_0 - h)/h_0$; $K = (3/2)^{(h_0/d_0)^{-2}}$ или

$$K = (3/2)^{(h_0/b_0)^{-2}},$$

$$\begin{cases} \sigma_{n/2KC} = \sigma_{1/2K} \cos \varphi_{1/2K} = \sigma_s \cos \varphi_{1/2KC}; \\ \sigma_{m/2KC} = 0; \\ \tau_{mn/2KC} = \tau_{nm/2KC} = \frac{1}{2} \sigma_s \sin \varphi_{1/2KC}. \end{cases} \quad (11)$$

Точка 2КС одновременно принадлежит контактной и свободной поверхностям. Поэтому из данных [1] следует, что она находится на траектории главного направления 1, или точнее для данного конкретного случая на траектории главного нормального напряжения $\sigma_1 = \sigma_s$, т.е. принадлежит дуге окружности с координатами центра: $m_{ЦТ} = m_1 - R_{2KC}$; $n_{ЦТ} = 0$, где радиус $R_{2KC} = h/(2 \sin \varphi_{1/2KC})$.

В общем случае теоретически значение угла $\varphi_{1/2KC}$ может находиться в следующих пределах $0 \leq \varphi_{1/2KC} \leq \pi/4$. На величину этого угла в основном влияют коэффициент контактного трения и накопленная деформация, т.е. совокупное воздействие этих факторов. В соответствии с формулой (10), если в начальный момент осадки искажение (бочкообразование) и пластическая деформация, а также коэффициент контактного трения близки к нулю, то

и $\varphi_{1/2КС} = 0$. В случае, когда коэффициент трения и деформация близки к своему максимуму, то $\varphi_{1/2КС}$ также стремится к своему максимуму $\text{arctg}(2\mu_{A\text{max}}) = \pi/4$. В любом случае граничные условия в точке 2КС отвечают требованиям $\sigma_{n/2КС} \leq \sigma_s$. Кроме того, если $\varphi_{1/2КС} > \varphi$, то точка 2КС является точкой локального минимума, где при переходе от свободной к контактной поверхности изменяется знак. Следовательно, изменяется и направление касательных напряжений.

Следующей характерной точкой на контактной поверхности является точка 3К. Она с точки зрения анализа напряженного состояния является относительно сложной, поскольку в зависимости от основных технологических факторов процесса осадки, сочетания и взаимодействия их параметров роль этой точки может быть далеко неоднозначна.

Если $\varphi_{1/2КС} > \varphi$, то будет иметь место самый общий случай, т.е. когда в точке 3К в соответствии с результатами экспериментов, приведенными на рис. 2, на эпюре нормальных напряжений σ_n наблюдается всплеск. При $\varphi_{1/2КС} > \varphi$ граничные условия в точке 3К могут быть тождественны точке 3О. На рис. 4, а также видно, что такой всплеск происходит даже при условии, что $\varphi_{1/2КС} \approx \varphi$. В этом случае дополнительными, но в то же время решающими факторами являются достаточно высокие значения коэффициента контактного трения $\mu_A = 0,35$ и относительной деформации $\delta = 0,8$. При снижении сначала коэффициента трения до $\mu_A = 0,2$, как это показано на рис. 4, б, всплеск уменьшается, а затем при снижении относительной деформации, например, до $\delta = 0,6$ практически сглаживается.

При $\varphi_{1/2КС} > \varphi$ граничные условия в точке 3К могут быть тождественны точке 3О, но в то же время в соответствии с первой системой (13) могут возникать такие условия, когда $\sigma_{n/3К} \geq \sigma_s$, как это видно на рис. 4, а.

Точка 3К. Координаты: $m_3 = m_2 - \Delta_{12} = m_1 - 2\Delta_{12}$; $n = h/2$; $\varphi_{1/2КС} > \varphi$; $\varphi_{1/3К} = 0$;

$$\begin{cases} \sigma_{n/3К} = \sigma_{1/3К} = \sigma_s; \\ \sigma_{m/3К} = 0; \\ \tau_{mn/3К} = \tau_{nm/3К} = 0. \end{cases} \quad (12)$$

В случае если $\varphi_{1/2КС} < \varphi$, то точка 3К, на первый взгляд, выпадает из общего случая и после точки 2КС следующей характерной точ-

кой должна быть точка 4К. Эпюра контактных нормальных напряжений σ_n , как это показано на рис. 4, в, уже не имеет локального максимума, однако $\sigma_{n/3К} = \sigma_s$. В этом случае граничные условия в точке 2КС по-прежнему отвечают требованиям $\sigma_n \leq \sigma_s$. Так как углы $\varphi_{1/2КС}$ и φ могут находиться в интервале от 0 до $\pi/4$ включительно, то и нормальное напряжение σ_n в точках 2КС и 4К в интервале $\sqrt{2}/2 \leq \sigma_n \leq \sigma_s$. В этом случае, т.е. при $\varphi_{1/2КС} < \varphi$ координаты точки:

$$m_3 = m_2 - \Delta_{23}; \quad n = h/2;$$

$$\begin{cases} \sigma_{n/3К} = \sigma_s \text{ctg}\varphi \sin \varphi_{1/3К}; \\ \sigma_{m/3К} = \sigma_s (\text{ctg}\varphi \sin \varphi_{1/3К} - \cos \varphi_{1/3К}); \\ \tau_{mn/3К} = \tau_{nm/3К} = 0,5\sigma_s \sin \varphi_{1/3К}; \end{cases} \quad (13)$$

или

$$\begin{cases} \sigma_{n/3К} = \sigma_s; \\ \sigma_{m/3К} = \sigma_s (1 - \cos \varphi_{1/3К}); \\ \tau_{mn/3К} = \tau_{nm/3К} = 0,5\sigma_s \text{tg}\varphi_{1/3К}, \end{cases}$$

если $\text{ctg}\varphi \sin \varphi_{1/3К} = 1$, как это показано на рис. 3. Если это равенство не соблюдается, то в соответствии с первой системой (13) могут возникать такие условия, когда $\sigma_{n/3К} \geq \sigma_s$, что можно наблюдать на рис. 4, а.

Выполняя анализ изменения напряжений на контактной поверхности осаживаемого образца, многие исследователи чаще всего принимали различные краевые граничные условия. Например, Е.П. Унксов предполагал, что $\sigma_{n/2КС} = \sigma_s$ и далее сразу плавное по кривой возрастание по направлению к центру. Л. Прандтль, В.В. Соколовский, А.Д. Томленов предполагали, что возрастание напряжений σ_n по направлению к центру начинает происходить не сразу, и что они на некотором расстоянии от края образца остаются постоянными. А.Г. Овчинников также предположил, что напряжение σ_n на этом участке не постоянно, но сначала снижается, а уже только потом начинает возрастать. В.М. Сегал с учетом бочкообразования и используя метод линий скольжения, также показал наличие таких участков у края образца. Однако несмотря на то что используемые условия принимались с учетом экспериментальных данных, а в некоторых случаях даже учитывалось бочкообразование, в основе принимаемых решений чаще всего лежал метод линий скольжения, т.е. траекторий

главных касательных напряжений. Основным недостатком этого метода является недостаточный учет контактного трения. Кроме того, существует мнение, что построение линий скольжения в значительной мере носит субъективный характер и плохо поддается алгоритмизации.

Как показали результаты моделирования, выполненные на основании предлагаемых в данной работе граничных условий, все граничные условия, принимаемые ранее известными учеными и описанные выше, так или иначе имеют место и право на существование в зависимости от конкретных условий. Поэтому в данной работе этим конкретным условиям уделяется основное внимание, особенно с точки зрения их численной оценки и алгоритмизации. Таким образом, предлагаемые граничные условия на участке от точки 2КС до точки 4К включительно, а особенно в точке 3К, не только не противоречат, но и с учетом выделения двух частных случаев легко поддаются алгоритмизации, являются универсальными и объединяют практически все наиболее известные варианты.

Точка 4К. Координаты: $m_4 = m_3 - \Delta_{34} = m_3 - \frac{h}{2} \operatorname{tg} \frac{\varphi}{2}$; $n = h/2$.

В точке 4К угол трения φ_A и угол между главным нормальным напряжением σ_1 и осью n , т.е. угол сопротивления пластическому деформированию $\varphi_{1/4К}$, выравниваются, $\varphi_{1/4К} = \varphi = \operatorname{arctg}(2\mu_A)$ и в соответствии с условием пластичности для контактной поверхности (8):

$$\begin{cases} \sigma_{n/4К} = \sigma_s \cos \varphi = \sigma_s / \sqrt{1 + 4\mu_A^2}; \\ \sigma_{m/4К} = 0; \\ \tau_{mn/4К} = \tau_{nm/4К} = \frac{1}{2} \sigma_s \sin \varphi = \mu_A \sigma_s / \sqrt{1 + 4\mu_A^2}. \end{cases} \quad (14)$$

Точка 5К. Координаты: $m_5 = m_4 - \Delta_{45} = m_4 - \frac{h}{2} \operatorname{ctg} \varphi$;

$$n = h/2; \varphi_{1/5К} = \pi/2;$$

$$\begin{cases} \sigma_{n/5К} = \sigma_s \operatorname{ctg} \varphi = \sigma_s / 2\mu_A; \\ \sigma_{m/5К} = \sigma_{n/5К} = \sigma_s / 2\mu_A; \\ \tau_{mn/5К} = \tau_{nm/5К} = \tau_{\max} = 0,5\sigma_s \sin \varphi_{1/5К} = 0,5\sigma_s. \end{cases} \quad (15)$$

Таким образом, по мере удаления от свободной поверхности нормальные напряжения уве-

личиваются, а разность $\sigma_n - \sigma_m$ уменьшается, так как $\cos \varphi_{1/К} \rightarrow \cos(\pi/2) = 0$, но при этом возрастают касательные напряжения $\sin \varphi_{1/К} \rightarrow \sin(\pi/2) = 1$, которые обеспечивают выполнение условия пластичности. Однако в точке 5К нормальные напряжения становятся равными, а касательные напряжения достигают возможного максимума, условие пластичности выполняться больше не может и на контактной поверхности образуется зона застоя — прилипания. Граничные условия в остальных характерных точках будут рассмотрены по мере необходимости их использования в данной работе.

Заключение

Предложенное условие пластичности (5) и его варианты (7) и (8) позволили получить граничные условия в наиболее характерных для самого общего случая процесса осадки точках. Эти граничные условия являются необходимыми и будут использованы далее при формулировке основных базовых положений, особенностей, свойств и допущений метода траекторий главных нормальных направлений, которые будут изложены в продолжении данной работы, где также будут приведены другие примеры построения сеток траекторий главных нормальных направлений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мамаев В.Б.** Расчет контура свободной поверхности в процессах осадки и центрирование заготовок в ручьях штампов // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 34–37.
2. **Мамаев В.Б.** Влияние формы осесимметричных штампуемых заготовок на материал- и энергозатраты при штамповке в открытых штампах // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 10. С. 26–30.
3. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела. Ч. 3. Инвариантность напряженного состояния // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 4. С. 19–24.
4. **Мамаев В.Б.** Анализ напряженного и деформированного состояния в элементарном объеме на примере процесса осадки // Известия Московского государственного технического университета МАМИ. 2013. Т. 2. № 2. С. 115–120.
5. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела. Ч. 2. Анализ условий пластичности // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 2. С. 29–34.

*Владимир Борисович Мамаев, канд. техн. наук,
vmaev51@yandex.ru;
Михаил Владимирович Мамаев*



УДК 621.778

И.Б. Покрас, Г.А. Чикуров, М.И. Касимов

(Ижевский государственный технический университет имени М.Т. Калашникова)

Методика экспериментального исследования процесса волочения в режиме жидкостного трения

Предложены методика проведения экспериментальных работ по исследованию процесса волочения проволоки в режиме жидкостного трения и методика оценки точности расчетного определения расхода смазки. Приведен расчет погрешностей при экспериментальном определении расхода смазки.

Ключевые слова: гидродинамический эффект; жидкостное трение; расход смазки; волочение проволоки; поправочный коэффициент; экспериментальное исследование.

The experimental technique of wire drawing in the liquid friction mode and technique of accuracy estimation of calculation of the lubricant flow are offered. Calculation of errors in the experimental determination of lubrication flow is given.

Keywords: hydrodynamic effect; fluid friction; lubricant flow; wire drawing; correction index; experimental study.

Одним из приоритетных направлений повышения качества изделий из черных и цветных металлов является совершенствование технологических процессов изготовления проволоки и калиброванного проката посредством операции волочения.

Объектом исследования [1] статьи является технологический процесс волочения в режиме жидкостного трения, который рассмотрен, например, в работах [2–4].

Актуальной задачей совершенствования технологии волочения является снижение негативного воздействия сил трения контактных поверхностей инструмента (волоки) и заготовки. Вариантом уменьшения сил трения при волочении проволоки, как известно, является создание условий жидкостного трения с образованием слоя смазки, разделяющего контактирующие поверхности.

Более подробно в статье рассмотрены вопросы экспериментального моделирования процесса волочения с последующим определением технологических параметров, обеспечивающих реализацию режима жидкостного трения.

В работе [4] приведена методика теоретической обработки экспериментальных данных опыта по волочению проволоки в режи-

ме жидкостного трения. Однако допущения, принятые в расчете (например, равномерное распределение смазки по поверхности протянутой проволоки) могут внести существенную погрешность в итоговый результат исследования. Поэтому возникает необходимость в разработке методики экспериментальной оценки погрешности теоретического расчета.

Цель настоящей статьи — разработка методики экспериментального исследования процесса волочения, позволяющей установить эмпирический коэффициент, оценивающий точность теоретических расчетов.

Одним из подходов рассмотрения экспериментального исследования процесса волочения может быть способ, состоящий в определении расхода смазки, который является количественным показателем исследуемого процесса и зависит от того или иного рода трения в поставленном эксперименте.

В работе [4] толщину смазки вычисляли по уравнению:

$$h_{\text{пр}} = \frac{\Delta m}{\pi d l \rho}, \quad (1)$$

где Δm — масса смазки на образце проволоки; d — диаметр проволоки; l — длина образца проволоки; ρ — плотность смазки.

Уравнение (1) получено при совместном решении выражений, определяющих расход смазки при волочении:

$$Q_{см} = \pi dlh_{пр}; \quad (2)$$

$$Q_{см} = \frac{\Delta m}{\rho}. \quad (3)$$

Как известно, жидкостное трение в процессе волочения проволоки возможно только тогда, когда значение толщины слоя смазки в зоне очага деформации превысит сумму значений высоты микронеровностей инструмента и заготовки. Поэтому очевидно, что рассматриваемый параметр расхода смазки зависит от параметра шероховатости рабочих поверхностей волоки и проволоки:

$$Q_{см} = f((Ra)_{пр}, (Ra)_{и}), \quad (4)$$

где $(Ra)_{пр}$ — параметр шероховатости поверхности проволоки (высота микронеровностей); $(Ra)_{и}$ — параметр шероховатости рабочей поверхности волоки.

Опыты показали [4], что при волочении расход смазки определяется толщиной, оставшейся на протянутой проволоке. Количество смазки, заполняющей микронеровности контактной поверхности инструмента, невелико и им можно пренебречь. Поэтому выражение (4) принимает вид:

$$Q_{см} = \pi dl (Ra)_{пр}. \quad (5)$$

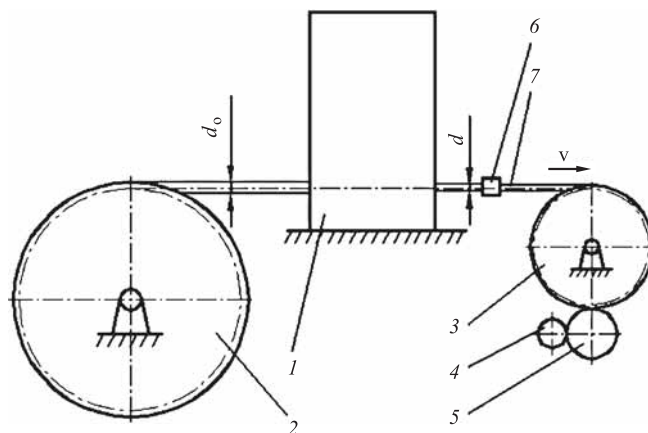
Установка для волочения проволоки в условиях жидкостного трения схематично показана на рисунке.

Для проведения эксперимента конец заготовки предварительно утоняется на вальцовочном станке, далее заправляется в мыльницу со сборной волокой 1 и закрепляется захваткой 6. В мыльницу со сборной волокой 1 добавляется определенное количество мыльного порошка. Включая электродвигатель 4, вращение через редуктор 5 передается на барабан 3, что приводит к началу процесса волочения.

В процессе эксперимента фиксировали следующие данные:

- параметр шероховатости заготовки $(Ra)_{пр}$;
- масса загружаемой в мыльницу смазки m_1 ;
- скорость приводного барабана v ;
- длина образцов протянутой проволоки l ;
- масса смазки, оставшейся в мыльнице после волочения m_2 .

Для численного определения экспериментального параметра расхода смазки воспользуемся формулой (3), где $\Delta m = m_1 - m_2$.



Установка для волочения проволоки барабанного типа:

1 — мыльница со сборной волокой; 2 — размоточный якорь; 3 — приводной барабан; 4 — двигатель; 5 — редуктор; 6 — захватка; 7 — трос

Далее, когда известны определяющие выражения исследуемого параметра процесса волочения, сравним расчетную (5) и практическую (3) составляющие эксперимента:

$$Q_{п} = a Q_{р}, \quad (6)$$

где a — коэффициент, оценивающий точность расчета, в котором пренебрегли расходом смазки на инструменте.

Подставив значения выражений (3) и (5) в уравнение (6), численно определим значение поправочного коэффициента a :

$$a = \frac{\Delta m}{\rho \pi dl (Ra)_{пр}}. \quad (7)$$

Точность экспериментального определения толщины слоя смазки будет обеспечена коэффициентом a , который при достоверном проведении опытов не должен превышать 3...5 % от 1. Тогда выражение (1) примет вид:

$$h_{пр} = a \frac{\Delta m}{\pi dl \rho}. \quad (8)$$

Качество результатов измерений удобно характеризовать относительной ошибкой, которая выражается в процентах. Для расчетного значения (5) предельная относительная погрешность определения объема расхода смазки составит [5]:

$$\frac{\Delta Q_{см}}{Q_{см}} = 100 \sqrt{\left(\frac{\Delta \pi}{\pi}\right)^2 + \left(\frac{\Delta d}{d}\right)^2 + \left(\frac{\Delta l}{l}\right)^2 + \left(\frac{\Delta Ra}{Ra}\right)^2}, \quad (9)$$

где $\Delta \pi$ — абсолютная погрешность числа π ; Δd — абсолютная погрешность определения диаметра проволоки после волочения; Δl — абсолютная погрешность определения

длины образца проволоки; ΔRa — абсолютная погрешность определения параметра шероховатости проволоки.

За результат практического измерения объема израсходованной смазки (3) примем среднее арифметическое числа n опытов. Число опытов n , необходимое для оценки значения объема расхода смазки $Q_{см}$ с точностью до $\Delta Q_{см}$ и надежностью γ , определим следующим выражением (см. кн.: Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Т. 2 / под ред. А.Т. Туманова. М.: Машиностроение, 1974. 320 с.):

$$n \geq \left(u_{\frac{1+\gamma}{2}} \frac{S_n}{\Delta Q_{см}} \right)^2, \quad (10)$$

где $u_{\frac{1+\gamma}{2}}$ — коэффициент, зависящий от отноше-

ния $(1 + \gamma)/2$, определяют по таблицам (см. кн.: Шор Я.Б., Кузьмин Ф.И. Таблицы для анализа и контроля надежности. М.: Советское радио, 1968. 288 с.); S_n — среднеквадратическая погрешность.

Среднеквадратическую погрешность измерения объема израсходованной смазки вычислим по формуле [5]:

$$S_n = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_1^n (\bar{Q}_{см} - Q_i)^2}, \quad (11)$$

где $\bar{Q}_{см} = \frac{Q_1 + Q_2 + \dots + Q_n}{n}$ — среднее арифмети-

ческое расхода смазки; Q_i — объем израсходованной смазки, полученный в единичном опыте.

Абсолютная погрешность измерения объема израсходованной смазки после волочения проволоки [5]:

$$\Delta Q_{см} = \frac{t_{n\alpha} S_n}{\sqrt{n}}, \quad (12)$$

где $t_{n\alpha}$ — коэффициент Стьюдента, зависящий от числа опытов n и доверительной вероятности α .

Относительная погрешность исследуемого экспериментального параметра [5]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta Q_{см}}{Q_{см}} \cdot 100 \%. \quad (13)$$

Предложенные в статье положения имеют значение для развития гидродинамической теории смазки в процессе волочения проволоки и калиброванного проката. Полученные результаты сравнения расчетного и практического

параметров расхода смазки носят оценочный характер, и поправочный коэффициент a (7) будет справедлив для конкретного случая исследования волочения проволоки определенной марки, размеров и качества поверхности.

В рамках исследования данной статьи получены следующие результаты:

1. Установлен порядок проведения экспериментальной части работы. Эксперимент ведется от выбранного параметра исследования процесса волочения — расхода смазки в мыльнице, что отличительно от результата работы [4], где практический анализ сводится к исследованию количества смазки на поверхности проволоки.

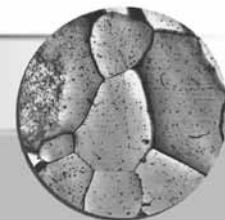
2. Разработана методика обработки экспериментальных данных, которая основана на сравнении расчетной (5) и практической (3) составляющих опыта. Результатом данного сравнения является определение поправочного коэффициента a , позволяющего достаточно точно определить толщину слоя смазки при волочении.

Таким образом, предмет данного исследования перспективен в продолжении работы, с ориентацией на более точное определение технологических параметров процесса волочения в режиме жидкостного трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Селетков С.Г., Иванова С.С. Объект, субъект и предмет научно-квалификационной работы // Вестник ИжГТУ. 2014. № 1. С. 175—178.
2. Колмогоров Г.Л., Трофимов В.Н., Чернова Т.В. Условия улучшенного (смешанного) режима трения при волочении // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2013. № 1. С. 31—33.
3. Покрас И.Б., Шелковникова Ю.Н. Течение вязкопластической смазки в предочаговой зоне при волочении в режиме жидкостного трения // Вестник ИжГТУ. 2001. № 4. С. 48—50.
4. Покрас И.Б., Чикуров Г.А., Касимов М.И. Экспериментальное определение условий создания режима жидкостного трения при волочении с мыльными смазками // Вестник ИжГТУ. 2014. № 3. С. 31—33.
5. Зайдель А.Н. Ошибки измерения физических величин. Л.: Наука, 1974. 108 с.

*Илья Борисович Покрас, д-р техн. наук;
Геннадий Александрович Чикуров, канд. техн. наук;
Марат Ибрагимович Касимов,
martira47@yandex.ru*



УДК 669.715'24

М.В. Унчикова, Ю.В. Костенко*(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),***О.А. Базылева, Э.Г. Аргинбаева***(ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" ГНЦ РФ, г. Москва)*

Влияние термической обработки на структуру и свойства интерметаллидного монокристаллического сплава на основе Ni_3Al

Проведено исследование влияния термической обработки на структурно-фазовые параметры интерметаллидного сплава ВКНА-4У. Экспериментально определены периоды решетки и объемные доли γ - и γ' -фаз, время до разрушения сплава в зависимости от режима термической обработки. Установлено, что отжиг при температуре $(1150 \pm 10)^\circ C$ повышает долговечность сплава в 2 раза по сравнению с литым состоянием.

Ключевые слова: интерметаллид; термическая обработка; отжиг; мисфит; распад твердого раствора; время до разрушения.

The effect of heat treatment on the structure and phase parameters of intermetallic alloy VKNA-4U is studied. The lattice constant and volume fraction of γ - and γ' -phases, time to failure are experimentally determined according to the heat treatment. It is shown that annealing at $(1150 \pm 10)^\circ C$ leads to increase of time to failure in 2 times.

Keywords: intermetallic; heat treatment; annealing; misfit; exsolution; time to failure.

Введение. В настоящее время задачу увеличения ресурса деталей газотурбинных двигателей, стационарных энергетических установок, реактивных и жидкостных ракетных двигателей решают, разрабатывая новые высокотемпературные материалы или совершенствуя современные никелевые суперсплавы. Повышение жаропрочности никелевых сплавов за счет легирования и получения ориентированных структур становится малоэффективным. Максимальные температуры эксплуатации литейных никелевых сплавов определяются процессом разупрочнения вследствие растворения основной упрочняющей фазы γ' - Ni_3Al и не превышают $1050...1150^\circ C$ [1, 2]. Повышение жаропрочности за счет уменьшения скорости диффузионных процессов при легировании суперсплавов тугоплавкими элементами, такими как вольфрам, молибден, рений, рутений, тантал увеличивает стоимость и плотность мате-

риала, может привести к образованию хрупких топологически плотноупакованных фаз [3].

Сплавы типа ВКНА — новое поколение материалов с рабочей температурой до $1250^\circ C$. Они разработаны на основе интерметаллида γ' - Ni_3Al и отличаются повышенной термостабильностью, обусловленной близостью фазового состава $\gamma' + 5...15\%$ об. γ к эвтектическому, что позволяет сплавам сохранять двухфазную структуру при нагреве до температур, близких к солидусу [4].

Другая причина повышенной жаропрочности сплавов ВКНА связана с уникальными свойствами основной фазы Ni_3Al , имеющей упорядоченную структуру до температуры плавления $1385^\circ C$ и обладающей аномальной температурной зависимостью напряжения течения [5].

По аналогии с никелевыми суперсплавами жаропрочность ВКНА может быть повышена следующими способами: твердорастворным

упрочнением γ - и γ' -фаз, формированием металлографической и кристаллографической текстуры при кристаллизации сплавов, получением гетерофазной структуры с оптимальным мисфитом (различием параметров решетки γ - и γ' -фаз).

Стабильная структура интерметаллидных сплавов с объемом γ - и γ' -фаз, незначительно зависящим от температуры, образуется на стадии кристаллизации, что позволяет не применять упрочняющую термическую обработку. Достижимое при этом сокращение технологического цикла выгодно отличает сплавы ВКНА от никелевых суперсплавов, в которых оптимальная с точки зрения жаропрочности структура формируется в результате сложной термической обработки, состоящей из гомогенизации и двухступенчатого старения [6].

Вместе с тем, технологический процесс изготовления деталей из сплавов ВКНА включает в себя высокотемпературные технологические нагревы [7], которые могут повлиять на структурно-фазовое состояние и свойства материала.

Цель работы заключается в исследовании влияния термической обработки на структуру и свойства сплава ВКНА-4У, предназначенного для получения деталей с монокристаллической структурой.

Материалы и методика исследований. Сплав ВКНА-4У выплавляли в вакуумной индукционной печи, мерные шихтовые заготовки переплавляли методом направленной кристаллизации. Для получения монокристаллической структуры с заданной кристаллографической ориентацией (КГО) использовали затравки из сплава Ni—W с такой же, как и фаза Ni₃Al, гранецентрированной кубической кристаллической (ГЦК) решеткой. Исследования проводили на цилиндрических образцах с монокристаллической структурой КГО $\langle 111 \rangle$, имеющих отклонение от направления роста ≤ 10 .

Содержание основных легирующих элементов определяли методом спектрального анализа на спектрометре ARL4460. Химический состав сплава приведен в таблице.

Термическую обработку осуществляли по следующим режимам: нагрев (1000 ± 10), (1100 ± 10), (1150 ± 10), (1200 ± 10) °С, выдержка в течение 4 ч, охлаждение с печью до 800 °С и охлажде-

Химический состав жаропрочного интерметаллидного сплава ВКНА-4У, % мас.

Ni	Al	Ti	Cr	Co	W	Mo
Основа	8,0...9,0	0,6...1,2	4,5...5,5	3,5...4,5	1,8...2,5	4,5...5,5

ние на воздухе. Для нагрева образцов использовали камерную печь VEBKS400/100 с максимальной рабочей температурой 1350 °С.

Микроструктурные исследования интерметаллидного сплава ВКНА-4У проводили на оптическом микроскопе OlympusGX51.

Периоды решеток ($a_{\gamma'}$ и a_{γ}) γ' - и γ -фаз и количество фаз определяли при комнатной температуре дифрактометрическим методом на установке ДРОН-3М с использованием кобальтового излучения и применяя компьютерную программу "Outset".

Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ' - и γ -фаз (D) — мисфит, рассчитывали по формуле

$$D = (a_{\gamma} - a_{\gamma'})/a_{\gamma}$$

Статические испытания на растяжение с определением времени до разрушения проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 10145 "Металлы. Метод испытания на длительную прочность" на компьютеризированных стендах ZST2/3-ВИЭТ.

Результаты исследований и их обсуждение. Сплав ВКНА-4У после направленной кристаллизации имеет ячеисто-дендритное строение (рис. 1). В осях дендритов находится γ' -фаза (~75...80 % об.), окруженная вязкой γ -фазой в виде тонких прослоек, в междендритных участках на подложке из γ' -фазы расположены крупные частицы, состоящие из фазы типа Ni₂Al.

Микроструктура образцов после термической обработки представлена на рис. 2—5.

Анализ микроструктуры показал, что термическая обработка в исследуемом диапазоне температур не вносит существенных изменений в структуру и фазовый состав интерметал-

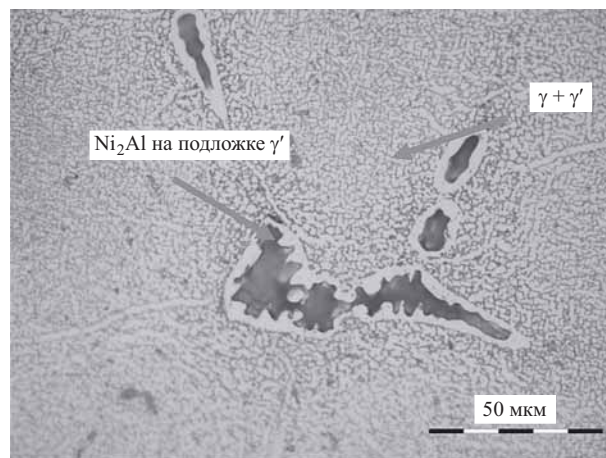


Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4У после направленной кристаллизации. $\times 1000$

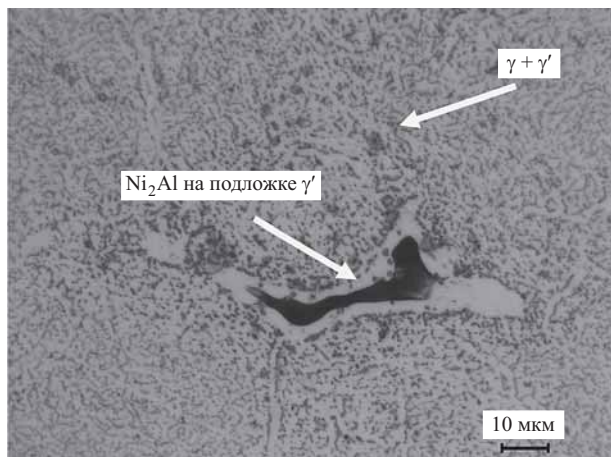


Рис. 2. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4У после отжига 1000 °С, 4 ч. ×1000

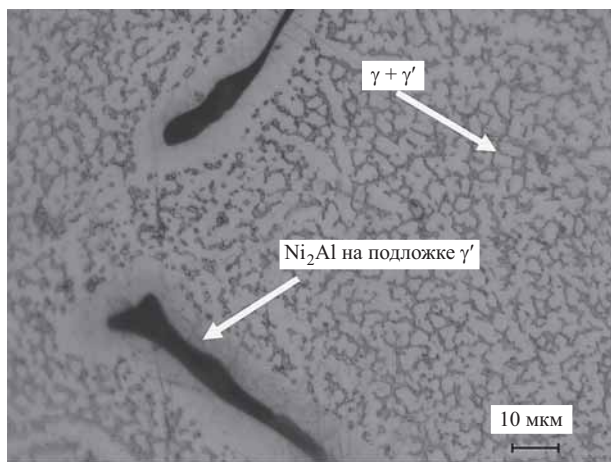


Рис. 3. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4У после отжига 1100 °С, 4 ч. ×1000

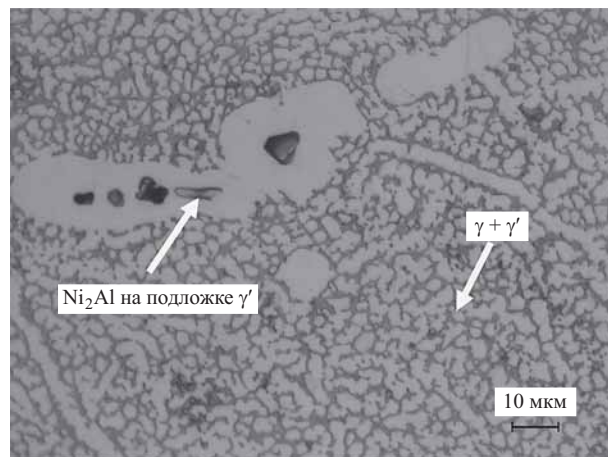


Рис. 4. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4У после отжига 1150 °С, 4 ч. ×1000

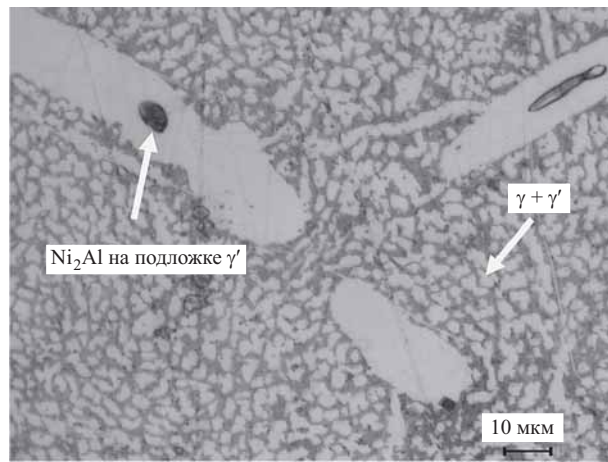


Рис. 5. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4У после отжига 1200 °С, 4 ч. ×1000

лидного сплава ВКНА-4У; он остается структурно- и фазовоустойчивым (см. рис. 2–5).

Рентгеноструктурный анализ образцов из интерметаллидного сплава ВКНА-4У позволил установить, что термическая обработка влияет на количество и кристаллическую структуру фаз. Повышение температуры отжига до 1150 °С приводит к увеличению объемной доли γ' -фазы от 87 до 90 % об. (рис. 6), параметра кристаллической решетки γ -твердого раствора (рис. 7) и мисфита от 0,4 до 0,52 (рис. 8).

Повышение температуры нагрева различным образом влияет на период кристаллической решетки γ -твердого раствора и γ' -фазы: если a_γ возрастает при нагреве до 1150 °С и потом не меняется до 1200 °С, то $a_{\gamma'}$ сохраняет постоянное значение во всем исследуемом температурном интервале (см. рис. 7).

Такой характер изменения периодов решетки a_γ и $a_{\gamma'}$ оказывает влияние на мисфит между γ и γ' -фазами (см. рис. 8), вызывая его увеличение при повышении температуры от

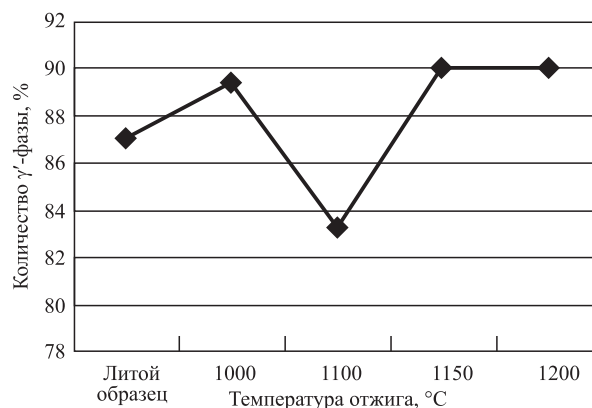


Рис. 6. Влияние температуры отжига на объемную долю γ' -фазы в сплаве ВКНА-4У

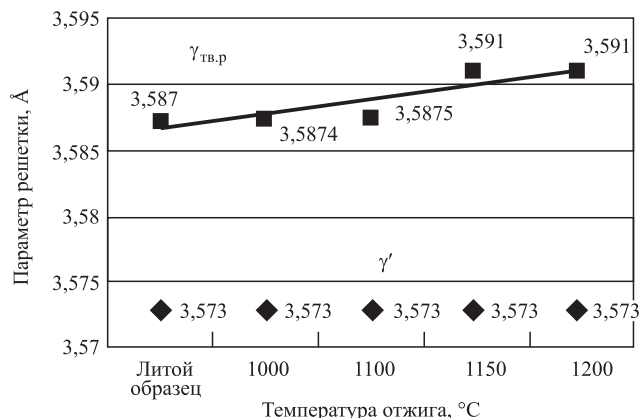


Рис. 7. Влияние температуры отжига на параметр решеток фаз сплава ВКНА-4У (Å = 0,1 нм)

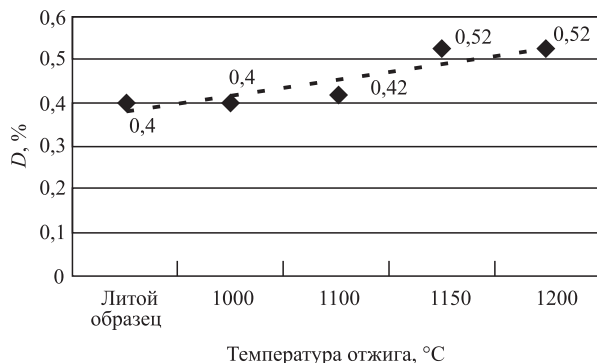


Рис. 8. Влияние температуры отжига на мисфит сплава

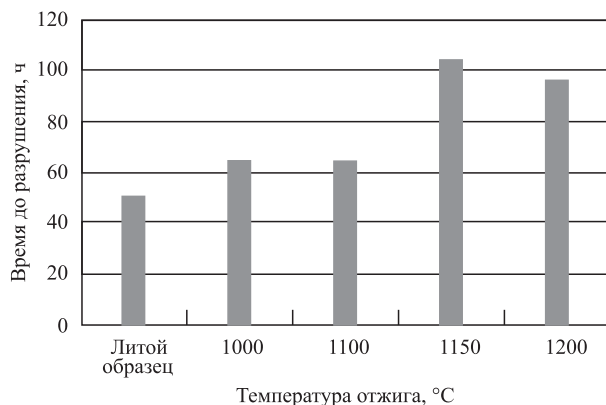


Рис. 9. Влияние температуры отжига на время до разрушения интерметаллидного сплава ВКНА-4У при температуре 1000 °C и напряжении 200 МПа

1000 до 1150 °C. Термическая обработка при температурах выше 1150 °C не меняет мисфит.

Увеличение мисфита и выделение дисперсных частиц γ'-фазы из никелевого твердого раствора при термической обработке способствуют повышению долговечности сплава ВКНА-4У, определяемой временем до разрушения образцов при температуре испытаний 1000 °C и напряжении 200 МПа (рис. 9).

Экспериментальные данные показали, что по сравнению с литым состоянием увеличение

времени до разрушения при отжиге с температурами нагрева 1000...1100 °C не превышает 40 %, в то время как отжиг при 1150 °C увеличивает время до разрушения в 2 раза. Снижение долговечности сплава при температуре 1200 °C может быть связано с обеднением поверхности легирующими элементами.

Закключение. В результате термической обработки по режимам: нагрев (1000 ± 10), (1100 ± 10), (1150 ± 10), (1200 ± 10) °C, выдержка в течение 4 ч, охлаждение с печью до 800 °C, далее на воздухе, в сплаве ВКНА-4У возрастает объемная доля γ'-фазы за счет распада γ-твердого раствора, увеличиваются период решетки γ-фазы и мисфит.

Изменения структурно-фазового состояния повышают длительную прочность сплава, причем наиболее существенное (двукратное), увеличение времени до разрушения происходит после отжига при 1150 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сравнительный анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al (γ'-фаза) / К.Б. Поварова, В.П. Бунтушкин, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов // *Материалы авиационной техники. Перспективные материалы.* 2005. № 2. С. 10—18.
2. Термостабильность структуры сплавов на основе Ni₃Al и его применение в рабочих лопатках малоразмерных ГТД / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, В.П. Бунтушкин, В.Г. Костокрыз, В.Г. Бахарев, В.И. Миронов, О.А. Базылева, А.А. Дроздов, И.О. Банных // *Металлы.* 2003. № 3. С. 95—100.
3. Петрушин Н.Е., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов // *Металлы.* 2001. № 2. С. 63—73.
4. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД // *Авиационные материалы и технологии.* 2013. № 3. С. 26—31.
5. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Ю.Р. Колобов, Е.Н. Каблов, Э.В. Козлов, Н.А. Конева, К.Б. Поварова, Г.П. Грабовецкая, В.П. Бунтушкин, О.А. Базылева, С.А. Мубояджян, С.А. Будинковский. М.: Издательский Дом МИСиС, 2008. 328 с.
6. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов, В.Н. Толорайя, О.С. Гаврилин. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
7. Структура, химический и фазовый составы интерметаллидного сплава ВКНА-1В после высокотемпературных термических обработок и технологических нагревов / О.А. Базылева, Ю.А. Бондаренко, Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2014. № 5. С. 3—6.

Марина Васильевна Унчикова, канд. техн. наук,
unchikova_mv@mail.ru;

Юлия Вячеславовна Костенко;

Ольга Анатольевна Базылева, канд. техн. наук;

Эльвира Гайсаевна Аргинбаева, канд. техн. наук

Д.К. Фигуровский, А.М. Терновых, Е.И. Тронза
(Московский государственный университет информационных технологий радиотехники и электроники),
Е.А. Дергунова
(АО "ВНИИ неорганических материалов им. академика А.А. Бочвара", г. Москва),
И.Г. Роберов, Д.Б. Матвеев
(ФГУП "НИИ стандартизации и унификации", г. Москва)

Исследование неоднородности прессованной заготовки для производства сверхпроводниковых стрендов на основе ниобия и олова

Исследовано влияние структуры композиционного материала на закономерности, которым подчиняются распределения главных деформаций удлинения вдоль оси и в поперечном сечении пресс-остатка. Показано, что характер распределения этих деформаций такой же, как и для изделий из традиционных металлов и сплавов. Полученные результаты подтверждены измерениями микротвердости. Методом рентгеновской дифрактометрии установлено, что продольные остаточные напряжения в образце являются только сжимающими.

Ключевые слова: сверхпроводниковый стренд; ниобиевое волокно; прессование; главные деформации удлинения; микротвердость; остаточные напряжения.

Impact of composite material structure is studied in order to determine trends of longitudinal and transversal distribution of principal strain in extrusion discard. It is shown that principal strain distribution in composite material is similar to regular metals and alloys. This is confirmed by the results of microhardness investigation. Longitudinal residual stresses in the sample are only compressive is revealed by X-ray diffractometry.

Keywords: superconducting strand; niobium filament; extrusion; principle strain; microhardness; residual stresses.

Важнейшим требованием, предъявляемым к сверхпроводникам, предназначенным для использования в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора, является стабильность их конструктивных элементов и физико-механических свойств. Отклонения от параметров технологического процесса на всех его этапах приводят к появлению брака. Учитывая высокую стоимость изделий, необходимо свести такую вероятность до минимума.

Одной из самых ответственных стадий изготовления единичного сверхпроводника (стренда) является прессование заготовки, из которой в дальнейшем методом волочения получают готовое изделие, представляющее собой композитную проволоку диаметром 0,82 мм. Напряженно-деформированное состояние, формирующееся при прессовании, достаточно подробно изучено для различных групп конструкционных материалов, существуют также работы, посвященные биметал-

лам. Однако данных по особенностям прессования композиционных материалов сложной структуры авторами статьи не найдено, в связи с чем *целью работы* является исследование развития процессов деформации на стадии прессования заготовки.

Сверхпроводящий стренд представляет собой сложный композиционный материал (рис. 1), в состав которого входят сверхпроводящие волокна шестигранной формы, бронзовая матрица, сплошной ниобиевый диффузионный барьер и стабилизирующая медь. Соединение Nb_3Sn получается в результате взаимодействия ниобиевых волокон с оловом из бронзы в процессе диффузионного отжига.

Существуют различные методы изучения процесса деформации при прессовании. Наиболее распространенным является метод координатных сеток, которые наносят перед прессованием на разрезанный по оси образец. Так как исследовали пресс-остаток без координатной сетки, для выполнения измерений

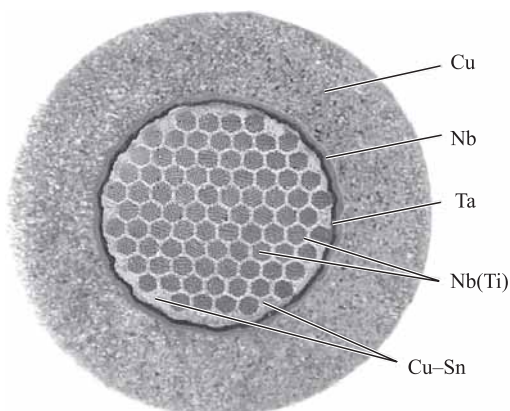


Рис. 1. Поперечный срез Nb₃Sn стренда

использовали структуру самого материала, представляющую собой на продольном шлифе чередующиеся полоски ниобия и бронзы (рис. 2).

Исследование образца осуществляли по схеме, изображенной на рис. 3.

На продольном шлифе волокна и матрица имеют вид полос разного цвета. Для каждого сечения (см. рис. 3) был сделан панорамный снимок, состоящий из семи фотографий (первая — на периферии образца, седьмая — на его оси), выполненных при увеличении в 50 раз. На рис. 4 приведены фотоснимки для сечения № 8.

Полученные изображения использовали для расчета деформаций удлинения в поперечных сечениях образца и вдоль его оси. Измеряя с помощью специальной компьютерной программы ширину полос в указанных на схеме сечениях, рассчитывали деформацию волокон ниобия (темные полосы), так как именно они определяют в дальнейшем сверхпроводящие свойства материала. Для расчетов использовали известную формулу [1]:

$$e = \ln F_0 / F_k = \ln (S_0^2) / S_k^2,$$

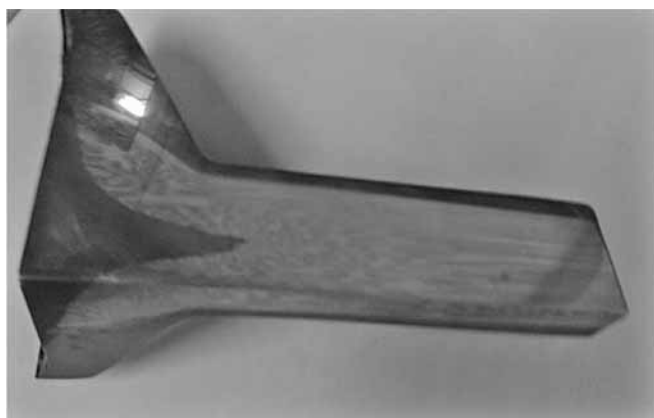


Рис. 2. Образец для исследования (пресс-остаток)

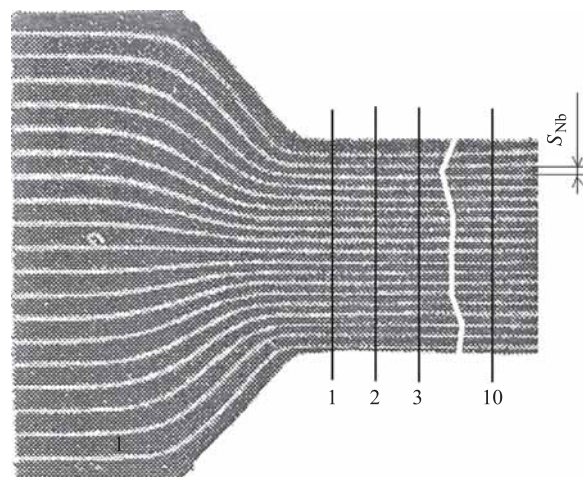


Рис. 3. Схема исследования пресс-остатка

где e — истинная главная деформация удлинения отдельного волокна;

F_0, F_k — площади поперечного сечения волокон до и после прессования, мкм²;

S_k — толщина волокна, определенная после прессования по шлифу, мкм;

S_0 — диаметр описанной вокруг правильного шестигранника окружности, равный удвоенному значению его стороны, мкм.

Величины F и S связаны соотношением

$$F = \frac{3\sqrt{3}}{8} S^2.$$

Так как все волокна до прессования имели одинаковый размер, параметр S_0 приняли для всех волокон равным 430 мкм. После определения величины e для каждого отдельного волокна во всех выбранных для исследования сечениях рассчитывали среднее значение главных деформаций удлинения по сечениям. Результаты этого исследования представлены на рис. 5.

Как видно из рис. 5, разброс данных значителен. Это связано прежде всего с тем, что сечение волокон плоскостью шлифа происходит случай-

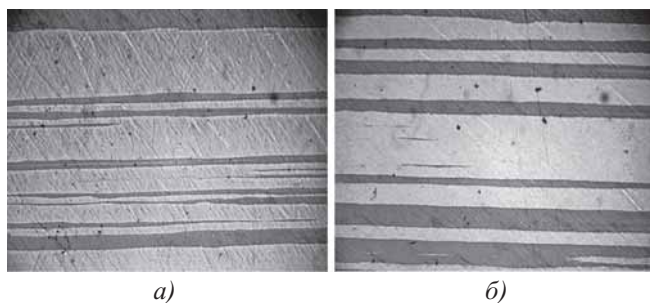


Рис. 4. Первая (а) и седьмая (б) фотографии сечения № 8. ×50

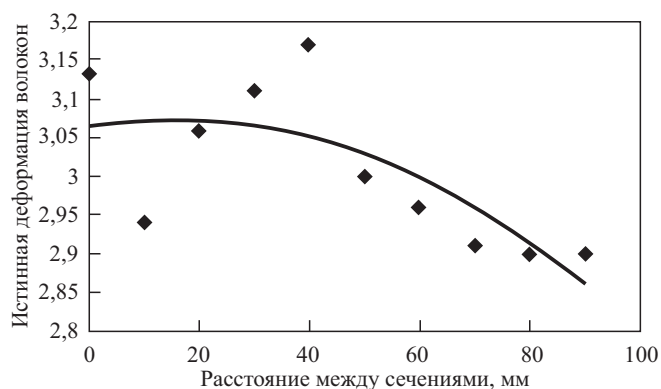


Рис. 5. Изменение истинных главных деформаций удлинения вдоль пресс-изделия

ным образом и истинный размер S_k , как правило, не выявляется. Главные продольные деформации вдоль оси образца убывают по мере удаления от недеформированной части пресс-остатка. Это соответствует закономерности, полученной для изделий из традиционных материалов. Эти же экспериментальные данные были использованы для построения эпюр главных деформаций удлинения по диаметру. В качестве примера на рис. 6 приведена такая эпюра для сечения № 10. Для всех остальных сечений эпюры выглядят аналогично.

Из графика на рис. 6 видно, что полученная зависимость представляет собой вогнутую кривую, т.е. деформации простого сдвига, определяющие форму эпюры, увеличиваются от внутренних слоев к периферийным. Такой результат совпадает с выводом, сделанным в работе И.Л. Перлина, Л.Х. Райтбарга (см. кн.: Теория прессования металлов. М.: Металлургия, 1975. 448 с.). Он согласуется также с данными, полученными при измерении твердости волокон ниобия (ГОСТ 9450—76).

На рис. 7 приведен график, построенный для сечения № 10. Каждая точка на нем соот-

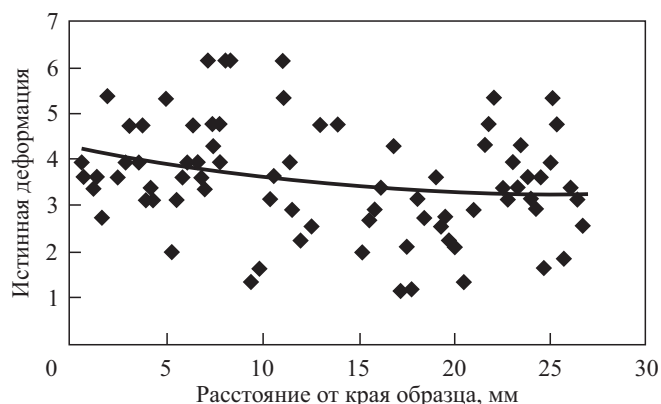


Рис. 6. Распределение истинных главных деформаций удлинения по сечению № 10

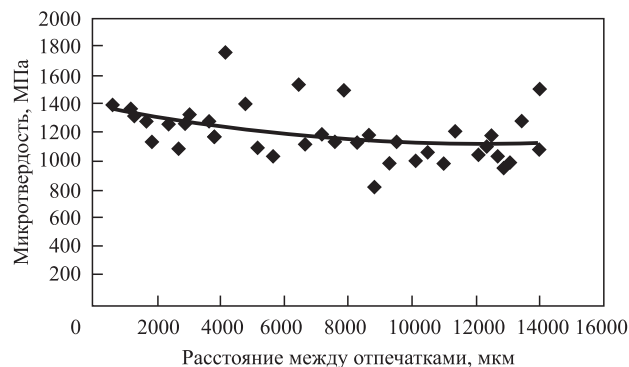


Рис. 7. Распределение микротвердости волокон ниобия по сечению № 10

ветствует твердости отдельного волокна, а расстояние между отпечатками — расстоянию между волокнами. Как видно, кривые на рис. 6 и 7 одинаковы по форме, т.е. упрочнение волокон ниобия в результате деформации более отчетливо выражено на периферии заготовки. Однако разброс значений микротвердости в поперечном сечении значительно меньше, чем деформаций. Очевидно, это связано с тем, что на микротвердость не влияет положение плоскости шлифа по отношению к осям волокон.

Таким образом, распределение деформаций удлинения как в поперечном, так и в продольном сечении пресс-изделия из композиционного материала такой сложной структуры подчиняется тем же закономерностям, что и в заготовках из традиционного материала.

Как известно, после изготовления изделия и снятия внешних нагрузок в материале сохраняются остаточные напряжения. В дальнейшем они могут вызвать изменение размеров и формы детали. Чаще всего их знак, величина и характер распределения неизвестны, но в поверхностном слое их можно оценить, используя рентгеновский метод. В современных рентгеновских установках "отражение" рентгеновских лучей, которое является следствием их дифракции на кристаллической решетке материала, фиксируется детектором, связанным с ЭВМ посредством аналого-цифрового преобразователя. В работе использовали портативный рентгеновский дифрактометр ДРП.

Для определения напряжения σ_φ в заданном направлении, характеризующемся азимутальным углом φ на поверхности образца, был применен метод " $\sin^2\psi$ " [2]. В соответствии с этим методом для каждого измерения строится линейная зависимость:

Распределение продольных остаточных напряжений по сечениям пресс-остатка

Напряжение, МПа, в сечении					
№ 1		№ 5		№ 10	
Бронза	Nb	Бронза	Nb	Бронза	Nb
-200	-140	-220	-160	-220	-100
-200	-140	-200	-130	-250	-100
-180	-170	-210	-150	-200	-120
-260	-210	-240	-140	-240	-160
-270	-170	-200	-150	-250	-190

$$\varepsilon = b_0 + b_i \sin^2 \psi,$$

где b_0 , b_i — коэффициенты регрессии;

ε — деформация кристаллической решетки в направлении, нормальном к исследуемой поверхности, вызывающая смещение дифракционного максимума;

ψ — угол наклона брегговской плоскости к нормали к поверхности объекта;

i — число измерений, выполненных под разными углами ψ (в данном случае $i = 2$).

По этой зависимости рассчитывали σ_φ как тангенс угла наклона прямой к оси абсцисс:

$$\sigma_\varphi = b_i E / (1 + \mu),$$

где E — модуль Юнга (100 ГПа для бронзы и 110 ГПа для ниобия);

μ — коэффициент Пуассона (0,32 для бронзы и 0,39 для ниобия)

Направление, в котором определяли напряжения, совпадало с осью образца, т.е. с направлением главных деформаций удлинения. Для анализа остаточных напряжений выбраны сечения 1, 5 и 10 (см. рис. 3). В каждом из сечений сделано по пять измерений в поперечном направлении, начиная от периферии образца и заканчивая его центральной частью.

В качестве рабочих пиков выбраны дифракционные максимумы ГЦК-решетки бронзы, отражающей плоскость (220), и ОЦК-решетки ниобия, отражающей плоскость (211), лежащие в области углов дифракции 62 и 58° соответственно (излучение $\text{Cr } K_\alpha$). Все расчеты выполнены с помощью программы *MaXray32*, специально разработанной в НИИ стандартизации и унификации. Результаты представлены в таблице.

Как видно из данных таблицы, все напряжения оказались сжимающими. Это не соответствует классической картине распределения продольных остаточных напряжений в цилиндрической заготовке, так как отсутствует область растягивающих напряжений.

В рассматриваемом случае растягивающие напряжения оказались в области медной ста-

билизации (см. рис. 1) и релаксировали, так как пределы текучести меди в мягком состоянии и ниобия в нагартованном состоянии существенно различаются: 60 и 350 МПа соответственно [1, 3]. Оловянная литейная бронза, прошедшая специальную обработку, также имеет высокий предел текучести, близкий к ниобию.

Выводы

1. Истинные главные деформации удлинения вдоль оси пресс-изделия убывают по мере удаления от его недеформированной части.

2. Эпюра распределения истинных главных деформаций удлинения по диаметру пресс-изделия представляет собой вогнутую кривую, т.е. деформации увеличиваются от внутренних слоев к периферийным.

3. Закон распределения продольных остаточных напряжений в образце из композиционных материалов отличается от закона распределения для изделий из традиционных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Металловедение:** учебник в 2 т. / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной, Д.В. Ливанов, С.В. Медведев, А.А. Аксенов, Ю.В. Евсеев; под общ. ред. В.С. Золоторевского. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. 496 с.
2. **Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 2002. 357 с.
3. <http://specmetal.ru/mekhanicheskie-svoistva-tugoplavkikh-metallov> (дата обращения 12.05.15).

Дмитрий Константинович Фигуровский,
канд. техн. наук, dkfigurov@bk.ru;

Александр Михайлович Терновых, канд. техн. наук;

Елена Ивановна Тронза, канд. техн. наук;

Елена Александровна Дергунова, канд. техн. наук;

Илья Георгиевич Роберов, д-р техн. наук;

Дмитрий Борисович Матвеев, канд. техн. наук

УДК 669; 355

Е.А. Чернышов, А.Д. Романов, Е.А. Романова

(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Развитие материалов для баллистической защиты на основе алюминиевых сплавов

Рассмотрены история развития и современное состояние алюминиевых сплавов и композиционных материалов с алюминием для баллистической защиты, применяемых в странах НАТО. Приведены химический состав основных алюминиевых сплавов, их минимальные механические характеристики, баллистическая стойкость алюминиевых сплавов в сравнении со стальной и комбинированной броней.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; баллистическая защита; броня; легкие бронированные машины.

The history and current state of aluminum alloys and composite materials with aluminum for ballistic protection used in NATO countries are considered. The chemical composition of the main aluminum alloys, their minimum mechanical characteristics, ballistic resistance of aluminum alloys are given in comparison with the steel and combined armor.

Keywords: aluminum alloy; ballistic protection; armor; easy armored vehicles.

Алюминиевая броня ведет свое развитие от открытия Альфредом Вилмом в 1903 г. сплава, названного дюралюминий, или дюраль. В 1933 г. Kotaro Honda в работе "Баллистическая стойкость сплавов" исследовал возможность применения различных сплавов для баллистической защиты. Его исследования показали, что дюралюминий можно применять в качестве элементов баллистической защиты. Эта информация, в том числе, положила начало исследованию возможности использования алюминиевых сплавов для баллистической защиты в США [1]. Это позволило США одними из первых применить алюминиевый сплав в средствах индивидуальной бронезащиты (бронезилет М12, 1945 г.).

Начиная с 1960-х гг. броню из алюминиевых сплавов широко применяют в конструкциях легких боевых бронированных машин, что основано на ряде ее преимуществ, основным из которых является обеспечение экономии массы бронекорпуса в сравнении с равностойким из стали. За счет более высокой жесткости алюминиевых плит и отказа от ряда дета-

лей жесткого набора может быть достигнуто уменьшение массы [2].

Для изготовления алюминиевой брони применяют две группы сплавов. К первой группе относятся нетермоупрочняемые сплавы системы Al—Mg и термоупрочняемые сплавы системы Al—Zn—Mg средней твердости. Сплавы этой группы характеризуются прочностью $\sigma_B = 300...420$ МПа, твердостью 80...120 НВ. К ним относятся сплавы: 5083, Alcan D74S (7020), 7018 и др.

Ко второй группе сплавов, сплавов повышенной твердости, относятся сплавы системы Al—Zn—Mg с уровнем прочности $\sigma_B = 450...500$ МПа, твердости 130...150 НВ. Эта группа сплавов (7039, E74S (7017) и др.) превосходит сплавы первой группы по противоположной и противоснарядной стойкости, но уступает им по противоосколочной стойкости.

Вследствие того что один и тот же сплав в разных странах может обозначаться по-разному, далее в статье марки сплавов приведены по стандартной классификации (International alloy designations and chemical

1. Химический состав алюминиевых броневых сплавов, % мас.

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Другие элементы
5083	0...0,4	0...0,4	0...0,1	0,4...1,0	4,0...4,9	0,05...0,25	0...0,25	0...0,15	—
5059	0...0,45	0...0,5	0...0,25	0,6...1,2	5,0...6,0	0...0,25	0,4...0,9	0...0,2	0,05...0,25 Zr
2519	0...0,25	0...0,3	5,3...6,4	0,1...0,5	0,05...0,4	—	0...0,1	0,02...0,1	0,1...0,25 Zr 0,05...0,15 V
7017	0...0,3	0...0,4	0,1...0,2	0,1...0,7	1,7...3,3	0...0,25	4...6	0...0,15	0,1...0,25 Zr
7020	0...0,35	0...0,4	0...0,2	0,05...0,5	1...1,4	0,1...0,35	4...5	0,08...0,2	0,08...0,2 Zr
7039	0...0,3	0...0,4	0...0,1	0,1...0,4	2,3...3,3	0,15...0,25	3,5...4,5	0...0,1	—
2319	0...0,2	0...0,3	5,8...6,8	0,2...0,4	0...0,02	—	0...0,1	0,1...0,2	0,05...0,15 V
5456	0,25	0,4	0,1	0,5...1	4,7...5,5	0,05...0,2	0,25	0,2	—
6061	0,4...0,8	0,7	0,15...0,4	0,15	0,8...1,2	0,05...0,35	0,25	0,15	—
2139	0,1	0,15	4,5...5,5	0,2...0,8	0,005	0,25	0,15	—	—
2195	0,12	0,15	3,7...4,3	0,25	0,25...0,8	—	0,25	0,1	0,8...1,2 Li 0,25...0,6 Ag
7085	0,06	0,08	1,3...2	0,04	1,2...1,8	0,04	7...8	0,06	—
2219	0,2	0,3	5,8...6,8	0,2...0,4	0,02	—	0,1	0,02...0,1	—
6061	0,4...0,8	0,7	0,15...0,4	0,15	0,8...1,2	0,04...0,35	0,25	0,15	—
8090	0,2	0,3	1,0...1,6	0,1	0,6...1,3	0,1	0,25	0,1	0,04...0,16 Zr 2,2...2,7 Li

Примечание. Для всех сплавов содержание неуказанных элементов не более 0,15 % мас. в сумме и не более 0,05 % мас. каждого.

composition limits for wrought aluminum alloys). Режим обработки указан после марки сплава (Т — термическая обработка, Н — механическая обработка) [3]. Химический состав наиболее распространенных алюминиевых броневых сплавов приведен в табл. 1, а их минимальные механические свойства — в табл. 2.

Впервые серийное производство техники с броневым корпусом из алюминиевого сплава началось в США, где уже в конце 1950-х гг. был начат выпуск бронетранспортера М113 (броня из сплава 5083). Бронетранспортер Т113, изготовленный из алюминиевого сплава, более чем на 750 кг был легче бронетранспортера Т117, изготовленного с применением стальной брони. Всего выпущено более 80 000 образцов М113 и машин на его базе.

За принятием в качестве брони сплава 5083 последовала разработка в 1960-х гг. термоупрочняемого сплава 7039 системы Al—Zn—Mg. Он впервые был использован в бронекорпусах легкого танка М551. Однако сплавы

2. Минимальные механические свойства алюминиевых броневых сплавов

Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
5083	303	241	8
5059	344	285	7
2519	455	407	7
7017	410	340	6
7020	340	275	8
7039	393	331	8
2219	400	298	7
5456	225	290	8
6061	258	290	10
2139	387	329	9
2195	439	406	9

Примечание. Характеристики сплавов могут отличаться в зависимости от режима термической или механической обработки, от толщины изделия, а также стандарта, по которому выпускается та или иная броня.

типа 7039 поддаются коррозии и со временем расслаиваются, поэтому для броневой защиты машин-амфибий AAV7A1, выпускаемых для корпуса морской пехоты США (United States Marine Corps), применен сплав 5083, хотя опытные образцы этой машины имели броню из сплава 7039.

В конце 1970-х гг. в США активизируются работы по созданию термоупрочняемых алюминиевых сплавов системы легирования Al—Cu—Mn, которые при лучших (относительно сплава 7039) показателях механических свойств обладали повышенным сопротивлением коррозионному растрескиванию. В дальнейшем были получены сплавы 2219-T851 и 2519-T87 [4]. При испытаниях был выявлен недостаток бронеплит из сплава 2219-T851, а именно, низкая пластичность сварных соединений, уступающая аналогичному показателю на сплавах 5083 и 7039.

В связи с потребностью в алюминиевой броне, которая обладала бы такими же баллистическими характеристиками, как и броня из сплава 7039, но при этом не имела указанных выше недостатков, был разработан новый сплав 2519-T87 [5]. Сплав 2519-T87 был использован в США в качестве базового конструкционного и броневое материала при создании амфибийной машины корпуса морской пехоты EFV.

В 1999 г. компания Corus Aluminium Walzprodukte GmbH (Германия) зарегистрировала сплав 5059, названный Alustar. Этот сплав имеет значения временного сопротивления и предела текучести, сравнимые с соответствующими значениями низколегированной стали S235.

Возможность дальнейшего повышения броневых свойств высокопрочных алюминиевых сплавов была найдена в группе сплавов системы Al—Cu—Mg—Mn, дополнительно легированных небольшими добавками (0,2...0,5 %) серебра. Сплав 2139-T8 был разработан в США по контрактам с NASA [6]. Броня из сплава 2139 применена в проекте Stryker (США), однако коррозионная стойкость данного сплава ниже чем в 5083-H131 [7].

В настоящее время разрабатываются алюминиевые сплавы 6-й и 8-й серий (6061-T618 и 8090) для потенциального использования в военных боевых машинах. Для защиты от коррозии применяют плакированные варианты

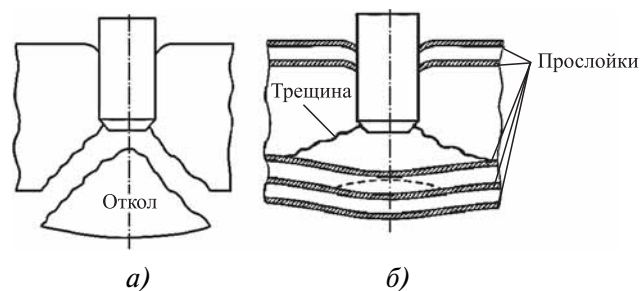


Рис. 1. Схемы разрушения алюминиевой гомогенной (а) и слоистой (б) брони

брони. Также перспективным направлением является повышение коррозионных и броневых свойств за счет применения слоистых материалов (аналог российской броне ПАС). В слоистом алюминиевом материале меняется характер разрушения, в частности с тыльной стороны образуется выпучина, тыльные отколы отсутствуют, что повышает стойкость и живучесть (см. рисунок) [8].

Часто в боевых машинах применяют различные сплавы: для днищевой части — рассчитанные на взрыв (фугасное воздействие), по кругу корпуса и башни — для защиты от высокоскоростных поражающих элементов. Например, для боевой машины пехоты США M2 Bradley используют сплавы 2139, 7039, 2219, 2519 и др.

Одним из требований к новому поколению БМП является обеспечение защиты в переднем секторе обстрела от 25...30 мм бронебойного оперенного подкалиберного трассирующего снаряда и средств ближнего боя с кумулятивной боевой частью. В этой связи стали активно применять многопреградные схемы бронирования. Так, еще в 1970-х гг. компания FMC Corp. (США) разработала spaced-laminate steel armor system — разнесенная броня с навесными стальными экранами. Система защиты состояла из внешнего экрана из стали с твердостью 50...60 HRC отстоящей от основной брони на 100...200 мм. Назначение стального экрана из стали высокой твердости состоит в принятии на себя основного импульса поражающего средства, дестабилизации бронебойного сердечника, нарушения его целостности или геометрии, при этом основная броня удерживает потерявший первоначальную ориентацию бронебойный сердечник или его фрагменты. Однако наружный слой брони из стали не является частью каркаса корпуса и не несет структурную нагрузку, поэтому он является лишним грузом ("паразитной структурой").

Для снижения массы стальной защиты компанией Rafael (Израиль) разработана "перфорированная броня". В этом случае применяют стальной лист высокой твердости, имеющий большое количество отверстий, в результате чего его масса снижена вдвое. Дальнейшее усовершенствование комбинированной броневой защиты было осуществлено компанией Urdan Industries (Израиль) — гладкие стальные листы экранов были заменены гофрированными листами, а круглые отверстия — узкими продолговатыми щелями. Такая дополнительная броня установлена на бронетранспортерах M113, состоящих на вооружении Дании и Швейцарии.

Дальнейшее эффективное увеличение защищенности при сохранении или снижении массы связано с повышением твердости преграды путем создания композиционных материалов алюминий + керамика (SiC, B₄C, Al₂O₃). Однако стоимость бронематериала из карбида кремния в 5—10 раз выше, чем из оксида алюминия, а карбид бора дороже почти в 20 раз. Поэтому карбид кремния и карбид бора, применяемые для бронезилетов, пока не используют для защиты машин, кроме опытных образцов.

Впервые керамическая броня применена в 1990-х гг. на шведских БТР Pbv302 и канад-

ских БТР M113. На этих машинах установлена модульная навесная броня Modular Expandable Armour System (MEXAS), разработанная компанией Ingenieurbtiro Deisenroth (Германия), в ней используются плитки из Al₂O₃. Броню MEXAS применяют в двух конструктивных решениях: как накладную броню (add-on) или как вставную броню (fill-in).

Керамическая броня имеет существенный недостаток: она малоэффективна при многократном попадании пуль в одну пластину, так как происходит разрушение керамического элемента при первом попадании, поэтому чаще всего керамические бронезащитные элементы выполняют близким по размеру средству поражения, при этом локальное разрушение одной или нескольких малых плиток в меньшей степени уменьшает защищенность. Однако керамическая броня не может быть применена в качестве структурного элемента и также является "паразитной массой".

В табл. 3 приведена толщина слоя брони, необходимая для защиты от бронебойных 7,62-мм пуль (патрон 7,62×51 мм) и 14,5-мм пуль (патрон 14,5×114 мм B32, пуля со стальным сердечником) при выстреле в упор и попадании по нормали (под углом 90° к поверхности брони) [9].

Также одним из направлений применения алюминиевой брони является противоминная

3. Толщина слоя брони, необходимая для защиты от бронебойных 7,62-мм пуль (патрон 7,62×51 мм) и 14,5-мм пуль (патрон 14,5×114 мм B32, пуля со стальным сердечником) при выстреле в упор и попадании по нормали (под углом 90° к поверхности брони) [9]

Материал брони	Патрон 7,62×51 мм		Патрон 14,5×114 мм	
	Толщина слоя брони, мм	Поверхностная плотность, кг/м ²	Толщина слоя брони, мм	Поверхностная плотность, кг/м ²
Стальная броня				
Гомогенная сталь (BHN 380)	14,5	114	41	322
Сталь высокой твердости (BHN 500)	12,5	98	36	283
Алюминиевые сплавы				
5083	48	128	134	356
7039	38	106	91	253
Комбинированная броня				
Сталь высокой твердости + алюминиевый сплав	20	91	41	192
Оксид алюминия + алюминиевый сплав	17	52	46	141

защита техники. Композитная броня, применяемая для противоминной защиты, как правило, представляет собой структуру, включающую в себя лицевой слой повышенной твердости, амортизирующий промежуточный слой и тыльный опорный слой. Пеноалюминий с закрытыми порами, используемый в качестве промежуточного слоя, уменьшает динамический прогиб тыльного слоя, улучшая структурную жесткость и прочность брони при меньшей плотности защитной структуры. Пористый алюминий может иметь пористость до 80 % с размером пор от 0,05 до 5 мм и плотностью 0,3...1,33 г/см³. Изделия из пористого алюминия в 7–10 раз дешевле аналогов, полученных методами порошковой металлургии, химическим или электрохимическим способами.

Заключение. В настоящее время в ряде стран развивается линия машин по схеме "легкая броня — тяжелое вооружение", что подтвердило востребованность алюминиевой брони как материала, обеспечивающего высокую живучесть легкой техники. При этом дальнейшее развитие алюминиевой брони идет не только по пути варьирования состава легирующих элементов, но и с активным применением комбинированного бронирования, что позволяет значительно повысить живучесть бронированных боевых машин при незначительном увеличении боевой массы самой машины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Expanding** the Availability of Lightweight Aluminum Alloy Armor Plate Procured From Detailed Military Specifications / K. Doherty, R. Squillaciotti,

B. Cheeseman, B. Placzankis, D. Gallardy // Army Research Laboratory reprint from the 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13). Pittsburgh, PA, 3–7 June 2012. P. 541–546.

2. **Федосеев С.** Алюминиевая броня БМД // Техника и вооружение. 2006. № 11. С. 23–24.

3. **Thompson B., Eff M., Stotler T. et al.** // Army Research Laboratory reprint from the 9th International Symposium on Friction Stir Welding. Huntsville, AL, 15–17 May 2012.

4. **Advanced** Materials and Processes / September 2002. P. 43–46.

5. **Ghaziary H.** Application and Performance Characteristics of Aluminum Armor Plate for the Hull Construction of Current and Future Military Tactical Vehicles // SAE Technical Paper. 2011: doi: 10.4271/2011-01-0536.

6. **Ballistic** Performance and Failure Mode of High Performance 2139-T8 and 7449-T6 Aluminium Alloys / C. Gasqueres and J. Nissbaum. In: 26th International Symposium on Ballistics. Miami, FL. 12–16 September 2011. P. 1289–1295.

7. **Grujicic M., Arakere G., Yen C.-F., Cheeseman B.A.** Computational Investigation of Hardness Evolution During Friction-Stir Welding of 5083 and 2139 Aluminum Alloys // Journal of Materials Engineering and Performance. Vol. 20 (7). October 2011—1097 DOI: 10.1007/s11665-010-9741-y.

8. **Каширин В.Ф., Петрова Э.Н., Яньков В.П.** Перспективы повышения броневых свойств алюминиевых сплавов // ОАО "Научно-исследовательский институт стали". URL: <http://www.niistali.ru>.

9. **Субчев Н.И.** Повышение живучести бронированных боевых машин легкой категории // Вооруженные силы и военно-промышленный потенциал. 2004. № 9. С. 30–42.

*Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук;
Алексей Дмитриевич Романов;
Елена Анатольевна Романова,
nil_st@nntu.nnov.ru*

ООО "Издательство "Иновационное Машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru

Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>

Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 10.08.2015. Подписано в печать 07.10.2015. Формат 60 × 88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.



Поздравляем



**Олега Александровича Ганаго,
д-ра техн. наук, профессора,
заслуженного работника
высшей школы РФ
с 90-летием!**

Олег Александрович Ганаго родился 22 июля 1925 года в г. Павлодар.

В 1948 г. окончил Уральский политехнический институт (УПИ) по специальности "Обработка металлов давлением". С 1948 по 1949 г. работал на заводе "Уралмаш" мастером кузнечного производства, затем — начальником кузнечной лаборатории НИПИ ГОРМАШ (1949—1967 гг.), заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" Челябинского политехнического института (1967—1972 гг.), заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" завода-ВТУЗа при ЗИЛе (ныне МГМУ "МАМИ") (1972—2000 гг.), профессором кафедры "Информационные технологии и автоматизация проектирования" Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (2000—2014 гг.).

О.А. Ганаго постоянно занимался общественной работой в качестве председателя секции КШП при Свердловском совнархозе, Госкомитете по науке и технике Совмина СССР, центрального правления НТО МАШПРОМ, являлся членом научно-технических советов ряда министерств и членом редакционной коллегии журнала "Кузнечно-штамповочное производство".

Олег Александрович автор более 200 печатных работ, 65 авторских свидетельств и патентов. За научные достижения и большой вклад в развитие технологииковки и штамповки О.А. Ганаго награжден государственными наградами "Заслуженный работник высшей школы РФ" и медалями СССР и России.

Олег Александрович руководил разработками новых технологий и оборудования на заводах Урала (Уралмаш, Нижнетагильский металлургический комбинат, Уралвагонзавод и др.), участвовал в совершенствовании технологии штамповки и прокатки железнодорожных колес на Нижнетагильском металлургическом комбинате и Выксунском металлургическом заводе, в том числе с применением непрерывно-литой заготовки. Итогом этих работ стало внедрение облегченных колес новых конструкций из новых марок сталей, в том числе для скоростных поездов. На заводе-ВТУЗе при ЗИЛе принимал участие в разработке и внедрении комбинированного способа деформирования (штамповка с кручением), в том числе из некомпактных материалов.

О.А. Ганаго один из первых в нашей стране для анализа процессов штамповки использовал вариационные принципы механики твердого деформируемого тела.

Олег Александрович является высококвалифицированным инженером, опытным организатором и талантливым ученым. За 60 лет учебно-педагогической работы О.А. Ганаго активно участвовал в подготовке высококвалифицированных специалистов КШП, постоянно совершенствовал методику обучения. В последние годы большое внимание уделял методической работе и изданию учебных пособий по теории и технологииковки и штамповки.

О.А. Ганаго отличается трудолюбием, высокой требовательностью к себе и работающим с ним сотрудникам.

*Редакционный совет и редакция журнала
сердечно поздравляют Олега Александровича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия,
неугасаемого оптимизма и дальнейших творческих успехов!*