ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 7 июль 2017

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

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:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., 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.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
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.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Жильцов Н.П., Кидалов Н.А., Гребнев Ю.В. Исследование выбиваемости керамических форм при литье по выплавляемым моделям 291
Егоров Р.В., Овчинников В.В. Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов на основе системы Al—Cu—Li 294
Вальтер А.И., Рыбина Д.С. Повышение качества процесса плазменной наплавки меди на стальную подложку 299

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко Ю.А. Математическая модель процесса упрочнения пружин клапана двигателей автомобилей 302
Чжан Юн-Цзюнь, Лю Цжу-Бай. Протяжка осесимметричных поковок с помощью горизонтальных V-образных бойков 311

Прокатно-волочильное производство

Поксеваткин М.И., Басова Е.М., Герман С.В., Иванайская Е.А., Иванайский А.А. Повышение эффективности процесса формирования сортовых профилей в предчистовых закрытых роликовых волоках 314

Материаловедение и новые материалы

Теслина М.А., Власова Н.М., Ершова Т.Б., Астапов И.А. Получение керамических материалов, содержащих MAX-фазы, из отходов титановых и интерметаллидных сплавов и исследование их свойств 319
Уманский А.А., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Базайкин В.И., Никитин А.Г. Численное моделирование теплового состояния крупнотоннажных слитков в процессе кристаллизации и нагрева 325

Информация

Калинин А.С., Сережкин М.А., Ступников В.В. Модернизация кривошипно-шатунного пресса К2324 для учебной лаборатории МГТУ им. Н.Э. Баумана 331
Зенкин Р.Н. Изменение первично-литой микроструктуры высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита с помощью закалки и отпуска 334

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:
Академии проблем качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермета; ВНИИМЕТМАШа; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "Сплав"

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 7 July 2017

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
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.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

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

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 united catalogue "Pressa Rossi" **39205**) or immediately in the edition of the journal.

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Zhil'tsov N.P., Kidalov N.A., Grebnev Yu.V. Research of knockout of ceramic moulds for investment casting 291
Egorov R.V., Ovchinnikov V.V. Electron beam welding of aluminum alloys on basis of Al—Cu—Li system 294
Val'ter A.I., Rybina D.S. Improving of plasma-jet hard-facing quality of copper on steel substrate 299

Forging and Stamping Production

Lavrinenko Yu.A. Mathematical model of hardening process of valve springs of automobile engines 302
Chzhan Yun-Tszyun', Lyu Tszhu-Bay. Broaching of axially symmetric forgings by horizontal V-shaped heads 311

Rolling and Drawing Production

Poksevatkin M.I., Basova E.M., German S.V., Ivanayskaya E.A., Ivanaysky A.A. Increase in efficiency of formation process of section bars in leader closed roller dies 314

Physical Metallurgy and New Materials

Teslina M.A., Vlasova N.M., Ershova T.B., Astapov I.A. Production of ceramic materials containing MAX-phases from wastes of titanium and intermetallic alloys and research of their properties 319
Umansky A.A., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Bazaykin V.I., Nikitin A.G. Numerical simulation of thermal state of large-tonnage ingots in crystallization and heating . . 325

Information

Kalinin A.S., Serezhkin M.A., Stupnikov V.V. Modernization of crank press K2324 for educational laboratory of Bauman Moscow State Technical University 331
Zenkin R.N. Changing of primary-cast microstructure of spheroidal graphite high-strength cast iron by quenching and tempering 334

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2017

УДК 621.74

Н.П. Жильцов, Н.А. Кидалов, Ю.В. Гребнев
(Волгоградский государственный технический университет)

Исследование выбиваемости керамических форм при литье по выплавляемым моделям

Рассмотрена проблема выбиваемости керамических форм при литье по выплавляемым моделям. Разработаны добавки, позволяющие улучшить выбиваемость.

Ключевые слова: керамическая форма; выбиваемость; деструкция; прочность керамики; разупрочнение.

The problem of knockout of ceramic moulds for investment casting in considered. The additives to improve of knockout are developed.

Keywords: ceramic mould; knockout; destruction; strength of ceramics; loss of strength.

В настоящее время проблема выбиваемости остатков керамической формы из внутренних полостей отливки при литье по выплавляемым моделям является актуальной [1]. Применение литья по выплавляемым моделям обеспечивает возможность изготовления из литейных сплавов высокоточных фасонных отливок, в том числе тонкостенных и сложных по конфигурации (см. кн.: Озеров В.А., Фельдман С.С., Шкленник Я.И. Литье по выплавляемым моделям. М.: Машгиз, 1958. 322 с.).

Для улучшения выбиваемости керамических форм в суспензию предложено вводить вещество, деструкция которого происходит в интервале температур прокалки $T_{пр}$ керамических блоков и заливки $T_{зал}$ жидкого металла. После отверждения керамики эта добавка не влияет на качество керамической формы. При заливке металла добавка начинает деструктировать, образовывать микротрещины и микропоры и тем самым разупрочнять форму.

На основании этого проведен выбор [2] веществ в качестве добавок в суспензию: добавка № 1, добавка № 2. Для каждой из них: $T_{пр} < T_{дестр} < T_{зал}$.

Методика исследования включала в себя изучение микроструктур керамических образцов, их механические испытания и изучение свойств керамики после заливки жидким металлом.

Для определения прочностных характеристик керамических форм при различных температурах и в различные периоды времени технологического процесса были изготовлены образцы сечением 8×25 мм и длиной 120 мм.

Изготовление керамических образцов заключается в нанесении суспензии на поверхность модели, обсыпке сухим кварцевым наполнителем слоя суспензии и твердении керамики при комнатной температуре в течение 24 ч [3].

Суспензия состоит из гидролизованного этилсиликата ЭТС-32 (см. таблицу) и маршалита, предварительно прокаленного при температуре 750...800 °С в течение 1 ч. Огнеупорный наполнитель также прокален при температуре 750...800 °С, 1 ч.

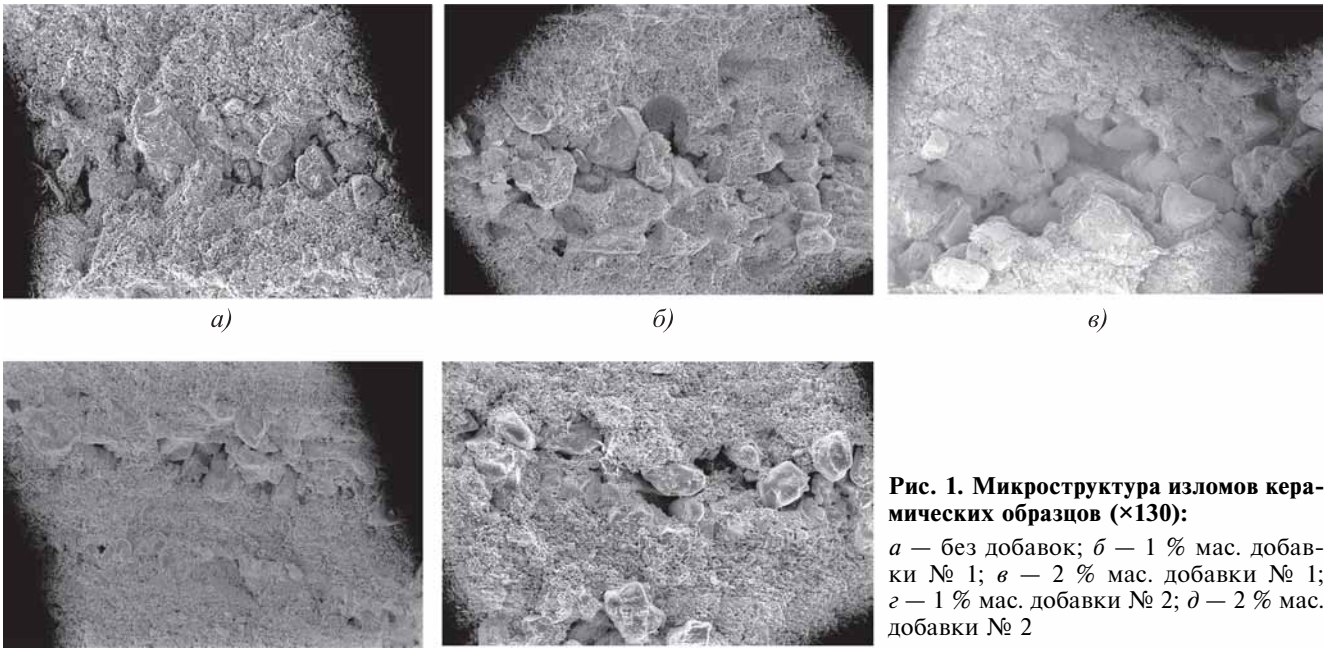


Рис. 1. Микроструктура изломов керамических образцов (×130):

а — без добавок; *б* — 1 % мас. добавки № 1; *в* — 2 % мас. добавки № 1; *г* — 1 % мас. добавки № 2; *д* — 2 % мас. добавки № 2

Наносили пять слоев керамического покрытия. Полученные оболочки прокаливали в течение 1 ч при температуре 900 °С и охлаждали вместе с печью, имитируя обычный технологический процесс изготовления керамической формы.

Затем образцы повторно подвергали прокаливанию при температуре 1350...1400 °С, 1 ч, при этом моделировалось воздействие на керамическую форму жидкого металла.

После имитации процесса заливки жидкого металла образцы исследовали на двухлучевом электронном сканирующем микроскопе "Versa 3D". На рис. 1 приведены микроструктуры исследуемых образцов.

На микроструктурах видно, что при увеличении в составах керамических образцов содержания разупрочняющих добавок появляются микротрещины за счет выделения газов в процессе деструкции.

Для определения прочностных характеристик керамических образцов с разупрочняющими добавками и без них определяли предел прочности при изгибе. Результаты представлены на рис. 2.

Компоненты, используемые при гидролизе этилсиликата [4]

Компонент	Содержание, % мас.
ЭТС-32 (ТУ 2435-397-05763441—2003)	51
Ацетон (ТУ 6-09-3513—86)	40
Вода дистиллированная	8,5
Соляная кислота (ГОСТ 857—95)	0,5

Получено, что при введении в состав обсыпного слоя 1 % мас. добавки № 1 при прокалке образцов до температуры 1350...1400 °С предел прочности $\sigma_{изг}$ снижается в 2 раза, а при введении 1 % мас. добавки № 2 — на 1/3 в сравнении с образцами без добавок.

При введении 2 % мас. добавки № 1 предел прочности при изгибе при прокалке образцов уменьшается в 2 раза с 1,8 до 0,8 МПа, а при введении 2 % мас. добавки № 2 — до 1 МПа.

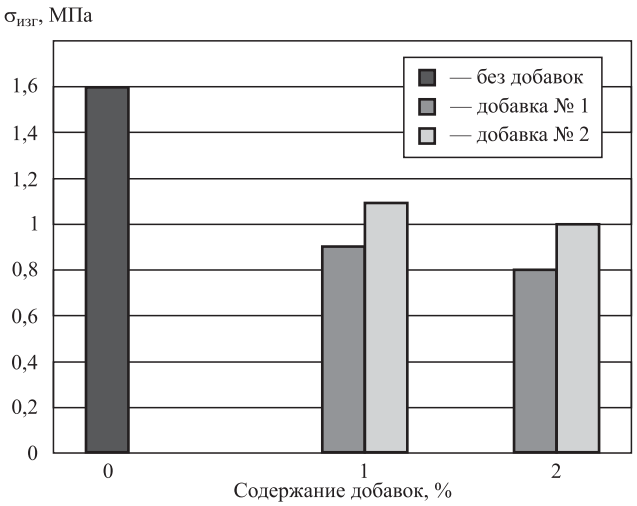


Рис. 2. Предел прочности при изгибе исследуемых образцов

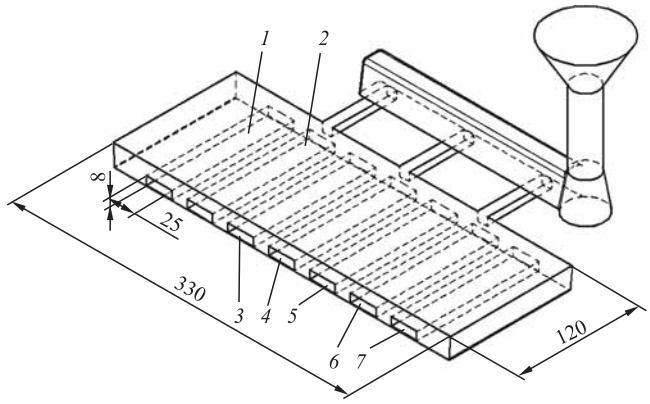


Рис. 3. Схема подачи жидкого металла в форму:
1—7 — исследуемые образцы керамики

В целях подтверждения предварительных исследований проведена экспериментальная проверка с заливкой жидкого металла в керамические блоки с добавками (для разупрочнения оболочки) и без них. Заливали сталь 45Л при температуре 1540 °С. Схема заливки приведена на рис. 3.

Исследование экспериментальной отливки показало, что образцы, содержащие в составе добавку № 1, значительно разупрочнились и легко высыпаются. Поверхность отливки чистая, без литейных дефектов.

Образцы, содержащие добавку № 2, выбиваются частично.

Образцы без добавок обладают плохой выбиваемостью, на поверхности отливки наблюдается пригар.

Таким образом, подтверждено предположение о положительном влиянии разупрочняющих керамику добавок № 1 и № 2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гини Э.Ч., Зарубин А.М., Рыбкин В.А.** Технология литейного производства. Специальные виды литья. М.: Академия, 2005. 352 с.

2. **Никольский Б.П.** Справочник химика. В 7 т. Т. 2. Ленинград: Ленинградское отд-е Госхимиздата, 1963. 1165 с.

3. **Литье** по выплавляемым моделям / под общ. ред. В.А. Озерова. 4-е изд. М.: Машиностроение, 1994. 445 с.

4. **Жильцов Н.П., Кидалов Н.А.** Выбиваемость керамических форм при литье по выплавляемым моделям // Известия ВолгГТУ. Сер. "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении". 2014. № 9 (136). С. 114—116.

Никита Павлович Жильцов;
Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук,
nich@vstu.ru;
Юрий Владимирович Гребнев, канд. техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.791.72

Р.В. Егоров
(АО "Национальное агентство контроля сварки", г. Москва),
В.В. Овчинников
(Московский политехнический университет)

Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов на основе системы Al—Cu—Li

Приведены результаты исследования влияния траектории сканирования электронного луча в процессе сварки алюминиевых сплавов системы Al—Cu—Li на механические свойства их сварных соединений. Получено, что предел прочности соединений составляет 0,7...0,72$\sigma_в$ основного металла в термически упрочненном состоянии. Исследованные сплавы имеют повышенную склонность к образованию пористости в металле шва вследствие легирования литием и более высокого содержания растворенного водорода в основном металле.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка; алюминиевые сплавы; дискретная развертка; слоистая структурная неоднородность; механические свойства; сварные соединения; распределение водорода; программирование тепловложения.

Research results of influence of scanning trajectory of electron beam in welding process of aluminum Al—Cu—Li alloys on the mechanical properties of their welded joints are presented. It is obtained that tensile strength of joints is 0.7...0.72 tensile strength of base metal in heat strengthened state. Studied alloys have some increased tendency to porosity in the weld metal due to doping by lithium and higher content of dissolved hydrogen in base metal.

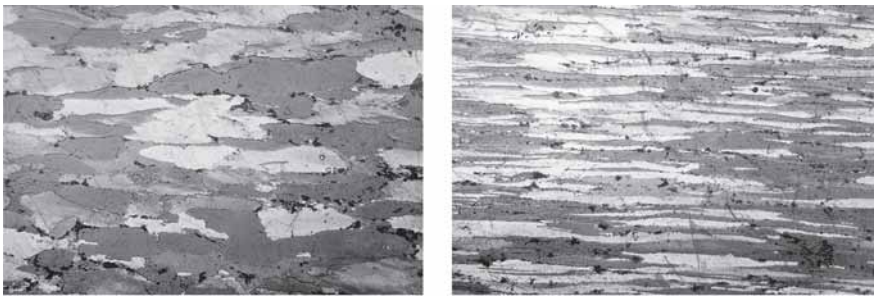
Keywords: electron beam welding; aluminum alloys; discrete scan; layered structural heterogeneity; mechanical properties; welded joints; distribution of hydrogen; heat input programming.

Введение. Совместное легирование алюминия медью и литием значительно повышает его прочность после закалки и искусственного старения [1, 2]. Наличие лития в сплаве снижает его плотность и делает перспективным для использования в конструкциях летательных аппаратов. Дальнейшее повышение технологичности сплавов системы Al—Cu—Li достигается оптимизацией содержания лития и дополнительным легированием серебром [3].

В микроструктуре (рис. 1) закаленного и правленого полуфабриката сплава 1460 на фоне четких зерен твердого раствора меди и лития в алюминиевой матрице видны включения нерастворимых и избыточных фаз: θ ($CuAl_2$), δ (AlLi), $T_в$ ($Cu_8Li_2Al_{15}$), T_1 (Al_2CuLi), T_2 (Al_6CuLi) и др. [3]. Границы зерен утолщены и содержат легкоразличимые после травления эвтектики. Однако основные трудности (с точки зрения высокого качества и плотности соединений) при сварке сплава концентрированным пучком в вакууме были обусловлены присутствием в составе сплавов лития.

Цель работы — исследование влияния развертки луча в процессе сварки на механические свойства и содержание водорода в сварных соединениях алюминиевых сплавов системы Al—Cu—Li.

Образцы сваривали после закалки и искусственного старения. Электронно-лучевую



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура основного металла сплава 1460 (*а*) и В-1469 (*б*) в закаленном состоянии. ×120

сварку выполняли в долевом направлении (по отношению к направлению прессования полос) на установке ЭЛУ20МК, оснащенной энергетическим блоком ЭЛА60/60. Перед сваркой торцевую поверхность стыка обрабатывали на строгальном станке (параметр шероховатости Ra = 6,3 мкм), протирали бензином и спиртом. Заготовки фиксировали на прихватках, выполненных ручной аргонодуговой сваркой по боковым поверхностям.

Методика проведения экспериментов. Сварку образцов осуществляли горизонтальным лучом при расположении стыка в горизонтальной плоскости. Режим сварки выбирали из условия сквозного проплавления образца, формирования шва с параллельными стенками шириной со стороны проплава не менее 2...3 мм и минимальным занижением шва с лицевой стороны.

При подборе режима сварки варьировали скорость сварки, влияние которой оценивали по внешнему виду швов. Проведенные эксперименты показали, что при скорости сварки менее 20 м/ч наблюдается стекание расплавленного металла сварочной ванны с лицевой стороны и со стороны проплава.

Увеличение скорости сварки более 35 м/ч сопровождается необходимостью соответствующего повышения тока луча. При этом наблюдается интенсивное разбрызгивание металла со стороны проплава. На основании исследования влияния скорости сварки на формирование шва был выбран диапазон скоростей сварки 24...26 м/ч.

Оптимальные параметры режима сварки: ток луча 180...195 мА; ток фокусировки 470 мА; скорость сварки 24...26 м/ч; рабочее расстояние 200 мм.

Прочность сварных соединений определяли на плоских образцах шириной в рабочей части 10 мм и толщиной 3 мм по ГОСТ 6996—66. Испытания образцов проводили на стенде "ИНСТРОН ТТ-ДМ" в следующем режиме: нагрузка 50 кН; скорость траверсы 0,1 см/с.

Испытания на изгиб осуществляли на плоских образцах сварных соединений толщиной 3 мм, размерами 10×90 мм. Ударную вязкость сварных соединений определяли на образцах сечением 10×10 мм, длиной 60 мм, с U-образной канавкой по металлу шва и по зоне сплавления. Для испытаний образцов применяли маятниковый копр МК-15.

Образцы вырезали поперек шва, причем сварной шов располагался строго по середине образца.

Макроструктуру сварных соединений исследовали на темплетах, вырезанных из сварных соединений, которые после обработки исследуемой поверхности подвергали твердому цветному анодированию.

Микроструктуру изучали на шлифах сварных соединений, подвергнутых травлению в реактиве Келлера. Металлографический анализ структуры сварных соединений и основного металла проводили на оптическом микроскопе фирмы Carl Zeiss. Съемку микроструктуры осуществляли с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывался с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводился на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

Для исследования поверхности излома образцов и тонкой структуры различных зон сварного соединения применяли электронный сканирующий микроскоп с приставкой для фазового анализа фирмы Carl Zeiss.

При сварке образцов применяли горизонтальный электронный пучок с диаметром развертки 2 мм и частотой развертки 750 Гц.

Применение указанных выше параметров режима электронно-лучевой сварки позволило получить сварные соединения с практически параллельными стенками и отсутствием дефектов в виде пор, трещин и паровых мешков (рис. 2).

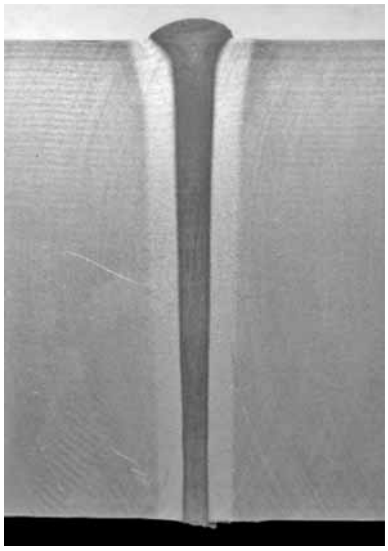


Рис. 2. Микроструктура стыкового соединения плиты сплава 1460 толщиной 55 мм

1. Механические свойства металла плит сплавов 1460 и В-1469 в состоянии после закалки и искусственного старения

Марка сплава	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	*KC*U, кДж/м^2
	МПа			
1460	525	470	7	61
В-1469	530	477	9,5	77

Примечание. Приведены средние данные по результатам 10 измерений.

Механические свойства основного материала плит представлены в табл. 1.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Результаты механических испытаний соединений, полученных с различными развертками пучка, приведены в табл. 2.

Из данных табл. 2 видно, что использование различных траекторий сканирования пучка, а также регулирование тепловложения в пределах пятна нагрева позволяют влиять на механические свойства соединений.

Наиболее высокие свойства получены при сварке с использованием дискретных разверток пучка с большим тепловложением по фронту плавления по сравнению с тепловложением в хвостовой части ванны. Предел прочности таких соединений для сплава 1460 составляет 270...303 МПа при ударной вязкости 32...48 кДж/м^2. Развертка пучка в виде круга с центральной линией обеспечивает максимальные значения условного предела текучести без снижения характеристик пластичности.

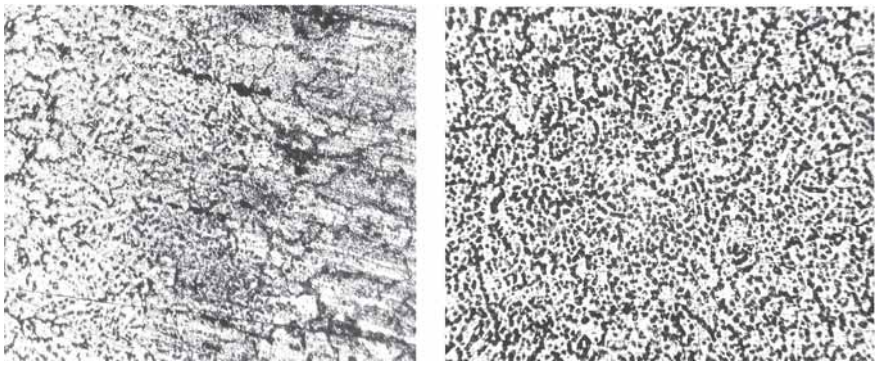
Исследования рентгенограмм сварных швов показали, что сплавы 1460 и В-1469 имеют большую склонность к образованию пор при электронно-лучевой сварке, чем сплав 1201 системы Al—Cu—Mn. Установлено влияние распределения плотности мощности пучка по пятну нагрева на образование пор в швах.

Поэтому дополнительно анализировали влияние программирования тепловложения на распределение водорода в металле швов. Изучение микроструктуры и распределения водорода выполняли на продольных микрошлифах после механического и электролитического полирования. Практически для металла всех швов характерно образование

2. Механические свойства соединений сплавов 1460/В-1469, полученных с различными развертками пучка

Вид развертки	Место вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	*KC*U, кДж/м^2	α, °
		МПа			
Круговая непрерывная	Верх шва	248/432	234/322	45/80	22/26
	Середина шва	249/423	240/326	36/62	16/11
	Корень шва	295/445	251/337	38/81	13/12
Круговая дискретная	Верх шва	275/455	203/292	42/75	25/30
	Середина шва	272/420	199/275	28/54	22/21
	Корень шва	302/464	231/312	28/59	20/16
Полуэллипсная дискретная	Верх шва	270/450	208/277	38/80	25/30
	Середина шва	303/462	221/307	25/60	13/18
	Корень шва	269/446	237/325	32/71	18/22
Круговая с остановками по оси стыка	Верх шва	277/454	249/290	38/79	20/16
	Середина шва	297/468	251/309	28/52	12/11
	Корень шва	295/460	250/305	32/70	14/15
Петлеобразная непрерывная	Верх шва	288/458	245/299	43/76	24/29
	Середина шва	303/464	257/310	48/82	18/19
	Корень шва	308/476	264/322	46/80	16/15

Примечание. Приведены средние результаты по данным испытаний 10 образцов на каждую характеристику.



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура металла шва в продольном сечении при сварке с круговой непрерывной (*а*) и дискретной (*б*) разверткой. ×150

слоистой структурной неоднородности. Слои отличаются размерами дендритной ячейки, направлением роста и степенью разветвленности дендритов. В зависимости от вида развертки меняются вид структуры, конфигурация слоев и четкость границ их раздела, а также вид и количество микродефектов.

Микроструктуры швов, сваренных с различными развертками пучка, показаны на рис. 3. В зависимости от вида развертки для них характерно различное количество межзеренных прослоек, микротрещин и пор.

В образцах с наиболее выраженной структурной неоднородностью исследовали распределение водорода по продольному сечению шва методом локального масс-спектрального анализа с лазерным зондом диаметром 80...120 мкм.

Содержание водорода определяли по методике дискретно-точечного анализа. Точки, в которых выполняли анализ, на каждом из образцов располагались по линиям, проходящим от поверхности образца к корню шва в центральной части слоя закристаллизовавшегося металла с однотипной микроструктурой. На одном и том же образце анализировали распределение водорода по слоям с дендритной и субдендритной структурами, которые обычно располагаются параллельно и направлены от верхней поверхности образца к его корневой части.

Распределение водорода в отдельных слоях закристаллизовавшегося металла при сварке с разверткой трех видов приведено на рис. 4. Наиболее заметно различие в содержании водорода по продольному сечению шва между образцами с различными видами разверток: при непрерывной круговой развертке в слоях, имеющих субдендритную и дендритную микроструктуры, его средние значения составляют 0,96 и 1,16 см^3/100 г соответственно.

При использовании дискретной круговой развертки пучка содержание водорода в слое с субдендритной микроструктурой снижается до 0,59 см^3/100 г, а в слое с дендритной микроструктурой — до 0,51 см^3/100 г.

Применение полуэллипсной дискретной развертки привело к противоположному эффекту: в слое с субдендритной структурой содержание водорода повысилось до 3,05 см^3/100 г, а с дендритной — до 2,97 см^3/100 г. Это явление можно объяснить отсутствием прямого воздействия пучка на поверхностный оксидный слой свариваемых кромок при полуэллипсной развертке.

Прослеживается общая закономерность, заключающаяся в снижении содержания водорода по мере приближения к корню шва. Среднее содержание водорода для этих же разверток в прикорневой части швов составляет 0,995; 0,577 и 1,221 см^3/100 г соответственно. Это свидетельствует о влиянии

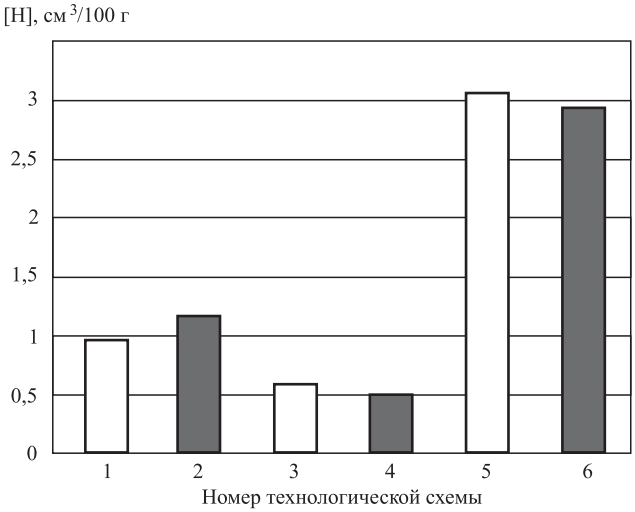


Рис. 4. Распределение водорода по продольному сечению швов сплава В-1469, выполненных по различным технологическим схемам:

1, 2 — развертка непрерывная круговая; 3, 4 — дискретная круговая; 5, 6 — дискретная полуэллипсная; □ — субдендритная структура; ■ — дендритная структура

программирования тепловложения при постоянной погонной энергии на распределение водорода в металле шва и определяет направление выбора предпочтительных разверток при электронно-лучевой сварке сплавов системы Al—Cu—Li. В основном металле среднее из 20 замеров содержание водорода, определенное по той же методике, составило 2,74 см^3/100 г.

Анализ результатов проведенных экспериментов показал, что сплавы 1460 и В-1469 системы Al—Cu—Li характеризуются удовлетворительной свариваемостью при использовании электронного пучка. Предел прочности сварных соединений соединений составляет не менее 0,7$\sigma_в$ основного металла в термически упрочненном состоянии; по абсолютному значению это соответствует характеристикам сварных соединений сплава 1201 [4].

По сравнению со сплавом 1201 сплавы 1460 и В-1469, легированные литием, имеют повышенную склонность к пористости швов, что является следствием как наличия в его составе легколетучего элемента — лития, так и более высокого содержания растворенного водорода в основном металле и металле шва.

Выводы

1. Определены оптимальные параметры режима электронно-лучевой сварки плит сплавов 1460 и В-1469 толщиной 55 мм: ток луча 180...195 мА; ток фокусировки 470 мА; скорость сварки 24...26 м/ч; рабочее расстояние 200 мм.

Прочность сварного соединения для обоих исследуемых сплавов минимальна в средней части плиты и составляет 0,62...0,67 предела прочности основного металла.

2. Для сварных швов сплавов системы Al—Cu—Li, выполненных электронно-лучевой сваркой с разверткой луча, характерна мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 5...10 мкм. В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке.

3. При использовании полуэллипсной дискретной развертки увеличивается содержание растворенного водорода до 3,05 см^3/100 г в слое с субдендритной структурой при повышении содержания растворенного водорода в слое с дендритной структурой до 2,97 см^3/100 г.

Причиной установленного повышения содержания растворенного водорода является отсутствие непосредственного теплового воздействия электронного пучка на поверхностный оксидный слой на свариваемых кромках при полуэллипсной развертке пучка в процессе сварки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сравнительные исследования свойств сварных соединений российских и американских алюминиево-литиевых сплавов // Цветные металлы. 2003. № 12. С. 71—77.

2. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Свариваемость и свойства сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Cu—Li // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 45—49.

3. **Грушко О.Е., Овсянников В.В., Овчинников В.В.** Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, металловедение. М.: Наука, 2014. 298 с.

4. **Рязанцев В.И.** Сварка жаропрочных алюминиевых сплавов // Авиационная промышленность. 2008. № 2. С. 29—35.

Роман Викторович Егоров, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

УДК 621.791:621.9.004

А.И. Вальтер, Д.С. Рыбина
(Тульский государственный университет)

Повышение качества процесса плазменной наплавки меди на стальную подложку

Установлены основные показатели качества процесса наплавки плазмотроном — твердость наплавленного металла и напряжения при деформации конструкции. Показано, что при наплавке медной проволокой на конструкционную сталь силой тока 120 А, при коэффициенте расплавления 32,5 г/(А·ч) обеспечивается минимальная овальность внутреннего диаметра наплавленной стальной детали.

Ключевые слова: плазменная наплавка; медная проволока; сталь; геометрические размеры; сила тока; коэффициент расплавления.

The main indicators of quality of plasma-jet hard-facing is the hardness of the deposited metal and stresses at deformation of the construction are established. It is shown that at welding by copper wire on structural steel with current force of 120 A, ratio of melting of 32.5 g/(A·h), is provided the minimum ovality of the internal diameter of welded steel part.

Keywords: plasma-jet hard-facing; copper wire; steel; geometric dimensions; current force; ratio of melting.

Введение. Одной из прогрессивных технологий, эффективность которых основана на многократном повышении надежности и долговечности деталей машин, механизмов и оборудования с покрытиями, где металл рабочих поверхностей изделий должен отличаться от металла самой детали (например, зубья ковшей экскаваторов, вкладыши подпятников крупных турбогенераторов и др.), является плазменная (плазменно-дуговая) наплавка.

Сущность данного процесса состоит в нанесении покрытия из расплавленного присадочного порошкового или проволочного материала на металлическую поверхность с использованием в качестве источника нагрева сжатой дуги, горящей между электродом плазмотрона и изделием.

Основная цель плазменной наплавки — изготовление новых деталей и изделий со специальными износо- и коррозионно-стойкими свойствами поверхности, а также восстановление размеров изношенных и бракованных деталей за счет нанесения покрытий, обладающих высокими плотностью и прочностью сцепления с изделием, работающих в условиях высоких динамических, знакопеременных нагрузок, подверженных абразивному, коррозионному, высокотемпературному или иному воздействию.

Цель разработки. Универсальность процессов плазменной наплавки обеспечивается большим числом регулируемых параметров.

Основные параметры режима: полярность дуги; сила тока; диаметр плазмообразующего сопла; скорость перемещения (в том числе скорость и вид поперечных колебаний); расход плазмообразующего газа; расстояние от среза сопла до изделия.

Дополнительные параметры: расход защитного газа; расход транспортирующего газа; скорость подачи или расход присадочного материала; геометрические размеры и расположение рабочих элементов плазмотрона (электрода, плазмообразующего и защитного сопла и др.); состояние обрабатываемого изделия (температура, состояние поверхности, положение в пространстве, точность и жесткость закрепления); взаимное расположение плазмотрона, изделия и устройства подачи материала; точность сохранения всех установленных параметров, включая точность позиционирования плазмотрона в пространстве [1].

Процесс плазменной наплавки, как и любой другой процесс, служит для изготовления определенной продукции, параметры качества которой и являются основными объектами исследования процесса формирования управляемой системы качества процесса.

Суть контроля качества заключается в получении информации о состоянии объекта контроля, о признаках и показателях его свойств и сопоставлении полученных результатов с установленными требованиями [2].

Процесс плазменной наплавки относится к сложным многопараметрическим системам, так как свойства большинства показателей качества зависят от множества различных параметров режима плазменной наплавки, а также и от применяемого оборудования, сварочных и свариваемых материалов.

Можно выделить девять основных показателей качества наплавки:

- высота валика (толщина одного слоя при однослойной или многослойной наплавке);
- ширина валика (ширина единичного валика (прохода) при наличии поперечных колебаний);
- глубина проплавления основного металла;
- твердость наплавленного металла;
- трещины в наплавленном металле;
- несплавление металлов;
- коэффициент использования наплавляемого материала;
- напряжения и деформации конструкции.

Методы исследования. На основе данных, полученных в ходе предварительных экспериментов, можно выделить два основных показателя качества: твердость наплавленного металла и напряжения при деформации конструкции, на основе которых будет осуществляться управление качеством процесса плазменной наплавки.

Разработка системы управления качеством процесса плазменной наплавки является актуальной задачей, решение которой способно привести к повышению качества продукции.

При наплавке плазменной струей без колебаний с токоведущей присадочной проволокой за один проход можно наплавить валик высотой 5...8 мм и шириной 8...12 мм, а при наплавке с поперечными колебаниями плазменной головки относительно оси ее перемещения — валик высотой 5...7 мм и шириной 12...50 мм. Следовательно, за 1 ч работы на сталь можно наплавить 5...12 кг металла, что сопоставимо с другими производительными способами наплавки.

Например, при наплавке с расплавлением основного металла для обеспечения необходимого состава и свойств металла наплавки осуществляют наплавку в несколько слоев, тогда как при плазменной наплавке необходимые состав и свойства металла наплавки обеспечиваются уже в его первом слое.

В то же время работоспособность соединений, полученных плазменной наплавкой, выше работоспособности соединений, полученных другими способами наплавки. Все это в значительной степени обусловливает высокие технико-экономические показатели плазменной наплавки.

Наплавка плазменной струей с токоведущей присадочной проволокой характеризуется высокими значениями коэффициента наплавки и относительно малыми потерями на удар и разбрызгивание.

Исследования проводили для двух марок стали 45Х1 и 60С2. Установлено, что при наплавке медной проволокой марки МНЖХТ 5-1-0,2-0,2 толщиной 2 мм на сталь 60С2 при силе тока 120 А коэффициент наплавки составляет 32,3 г/(А·ч), коэффициент расплавления — 32,5 г/(А·ч).

Технико-экономические показатели процесса наплавки плазменной струей могут быть увеличены на 25...50 % и более при применении наплавки с токоведущей и нетоковедущей присадочной проволокой. Так как нетоковедущая присадочная проволока расплавляется вследствие тепла плазменного факела, то коэффициент полезного действия процесса наплавки значительно повышается.

При приведенном выше режиме коэффициент наплавки увеличивается до 40...55 г/(А·ч). За один проход можно обеспечить получение валика высотой не 7...8 мм, а 10...12 мм при той же ширине валика и той же скорости наплавки, т.е. за 1 ч работы можно наплавить до 18 кг металла.

Возможности изготовления качественного, без трещин материала плунжеров в области соединения медь—сталь ограничены. В связи с этим настройка оборудования и оснастки на массовое бездефектное изготовление изделий в ряде случаев бывает проблематичной.

При этом одной из проблем технологического процесса наплавки является образование микро- и макротрещин в области соединения медь—сталь, а также сопутствующее искажение геометрических параметров в процессе технологической обработки.

Режимы термической обработки

Марка стали	Отпуск для снятия напряжений	Режим термической обработки
60С2	Нагрев (650 ± 10) °С, выдержка 1,5 ч, охлаждение на воздухе	Закалка (870 ± 10) °С, выдержка 1 ч, охлаждение в масле. Отпуск (560 ± 10) °С, выдержка 2...2,5 ч, охлаждение на воздухе
45Х1		Закалка (870 ± 10) °С, выдержка 1 ч, охлаждение в масле. Отпуск (520 ± 10) °С, выдержка 2...2,5 ч, охлаждение на воздухе

В настоящее время отбор плунжеров на контроль проводят по отпечатку при испытании на твердость. Из партии отбирают на разрушающий контроль два изделия с максимальным и минимальным размерами отпечатков (например, 2,6 и 2,7 мм). Поэтому усовершенствованный отбор изделий из партии имеет важное значение.

Наиболее вероятными причинами образования трещин и искажения геометрических параметров могут быть:

нерациональный выбор материала, из которого изготовлены плунжеры;

неоптимальный выбор способа его получения;

недостаточно качественное проведение термических операций;

отклонение режимов наплавки от оптимальных вследствие недостаточной работы КИПа;

разброс механических и других свойств заготовок;

недостатки технологии механической обработки.

После наплавки все изделия подвергли термической обработке (отпуск для снятия напряжений, закалка + отпуск) на получение требуемых механических свойств (твердость 40...42 HRC). Режимы термической обработки приведены в таблице.

Заключение. Получены результаты экспериментального изучения наплавки медной проволокой марки МНЖХТ 5-1-0,2-0,2 на сталь 60С2. Установлено, что одними из факторов, определяющих качество изделий, являются точность и стабильность используемых диаметральных и линейных размеров до и после наплавки мерных цилиндрических заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А.** Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. М.: Машиностроение, 2008. 406 с.

2. **Вальтер А.И., Баранов А.А.** Управление качеством машин и технологий. Тула: Изд-во ТулГУ, 2003. 238 с.

Александр Игоревич Вальтер, д-р техн. наук,
valter.alek@rambler.ru;
Дарья Сергеевна Рыбина

УДК 621.73

Ю.А. Лавриненко
(ФГУП "НАМИ", г. Москва)

Математическая модель процесса упрочнения пружин клапана двигателей автомобилей

Разработана математическая модель процесса упрочнения пружин клапана автомобильных двигателей, позволяющая рассчитать остаточные напряжения в сечении витка пружины от воздействия трех упрочняющих операций при ее изготовлении. В результате расчета получены распределение остаточных касательных напряжений и остаточная осадка.

Ключевые слова: пружина клапана; навивка пружин; математическая модель; упрочнение.

The mathematical model of hardening process of valve strings of automobile engines is developed. The model is allowed to calculate of residual stresses in section of spring coil as result of effect of three hardening operation. Distribution of residual shear stresses and value of residual upsetting are determined.

Keywords: valve spring; spring coiling; mathematical model; hardening.

К пружинам клапана двигателей внутреннего сгорания предъявляют требования абсолютной надежности и долговечности, особенно к 16-клапанному двигателю ВАЗ-2112 с 4-клапанными цилиндрами. В каждом клапане установлено по одной пружине, что существенно уменьшает надежность работы клапанов. Поломка пружины приводит к аварийному выходу из строя двигателя с поломкой других деталей, а поломка одной из двух пружин в клапане классического типа (ВАЗ-2102—ВАЗ-2109) не разрушает двигатель, он может еще некоторое время работать в аварийном режиме [1].

При изготовлении пружин применяют три упрочняющие операции: термоосадку при температуре 380 °С, дробеметный наклеп и трехкратную холодную осадку (перед сортировкой) [2]. Особенность технологии состоит в том, что дробеметная обработка снижает эффект от термоосадки и наоборот (т.е. если изменить их последовательность). При этом суммарный упрочняющий эффект от использования этих двух и даже трех технологических операций выше, чем от каждой операции в отдельности. После упрочняющих операций в пружине создается сложное *напряженно-деформированное состояние* (НДС) с остаточными напряжениями, повышающими сопротивление усталости и стойкость к температурной релаксации нагрузки.

Методик по расчету НДС и влияния на него параметров двойного (тройного) упрочнения в известных литературных источниках нет.

Цель работы — разработка математической модели упрочнения пружин клапана двигателей автомобилей.

Для уменьшения релаксации нагрузки и увеличения несущей способности и долговечности применяют пластическую осадку пружин до соприкосновения витков с получением остаточной деформации пружины и созданием в сечении витка отрицательных остаточных касательных напряжений обратного знака. При этом пружина навивается с шагом, большим чем шаг готовой пружины, а осадка проводится при обычной температуре или с нагревом (термоосадка).

Таким образом, представляет интерес сравнение нескольких вариантов технологии по

уровню созданных остаточных напряжений и по глубине пластической зоны сечения витка во время осадки.

Основные отличия вариантов технологии:

1. Термоосадка при температуре 380 °С (до дробеметной обработки).

2. Термоосадка при температуре 240 °С (до дробеметной обработки).

3. Холодная осадка при обычной температуре (после дробеметной обработки и низкотемпературного отпуска).

Во всех трех вариантах технологии высоту пружины при навивке и шаг выбирают разными, так как остаточные деформации ΔH при различных температурных условиях будут отличаться друг от друга.

В работе [3] показано, что точность расчетов силовых и геометрических параметров пружин в пластической области в первую очередь зависит от точности построения исходной диаграммы сдвига напряжение τ — деформация γ. Диаграммы, построенные по результатам испытаний на растяжение, не всегда приемлемы, так как не учитывают остаточные напряжения от изгиба, волочения и др. Диаграмма τ—γ получена по результатам пластической осадки пружин.

Для определения остаточных напряжений на внутреннем волокне витка и глубины пластической зоны сечения использована методика С.Д. Пономарева (Упруго-пластические расчеты в связи с холодной навивкой цилиндрических пружин // Труды МАИ. 1952. Вып. 17. С. 10—25). Основополагающее решение выполнено при следующих гипотезах и положениях:

— диаграмма сдвига схематизирована как для упругопластического тела. Если упрочнение принять равным нулю, то расчетные формулы значительно упрощаются;

— плоские поперечные сечения остаются плоскими;

— угол подъема витка принят малым, так как виток рассматривают как незамкнутый торообразный брус, при этом учитывают влияние кривизны витка.

Рассмотрим некоторые особенности и результаты расчета пружины клапана двигателя ВАЗ-2112. Граница, отделяющая упругое ядро от пластической зоны сечения витка, представляет собой дугу эллипса (рис. 1), центр которого смещен от центра поперечного сечения

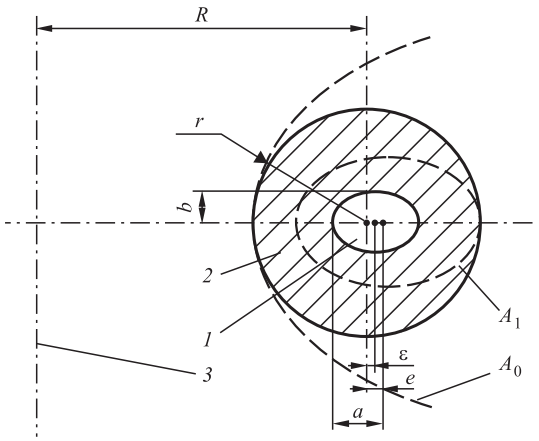


Рис. 1. Эволюция эллипсообразной границы, отделяющей упругую часть сечения от пластической:

1 — упругая часть; *2* — пластическая часть; *3* — ось пружины

витка радиусом R в сторону внешнего волокна на расстояние e. Полуоси этого эллипса:

$$a = \frac{A(R+e)}{1-A^2};\ \ b = \frac{A(R+e)}{\sqrt{1-A^2}},$$

где A — параметр пластической осадки (заневоливания).

При $A = A_0$ пластические деформации возникают на внутреннем волокне витка. При сильном заневоливании ($A = A_1$) граница упругого ядра составляет полный эллипс, касающийся контура сечения на внешнем волокне. При больших нагрузках ($A < A_1$) упругое ядро будет полностью лежать внутри сечения и эллипс по форме приблизится к кругу,

$$A_0 = \frac{d}{D-d};\ \ A_1 = \frac{d}{D+d},$$

где D, d — средний диаметр пружины и диаметр проволоки соответственно.

Формулы для расчета остаточных напряжений в работах С.Д. Пономарева приведены с учетом упрочнения и влияния эксцентриситета эллипса ε. Однако, по данным автора, влияние этих параметров может быть незначительным. По предварительной оценке влияние эксцентриситета на точность расчетов составляет менее 1 %. Упрощенные формулы имеют вид:

$$A = \frac{2\pi R n \tau_s}{G\lambda_3};\ \ a = \frac{AR}{1-A^2};$$

$$P_3 = \frac{2\pi\tau_s r^3}{3R}\left[1 - \frac{\left(1-6A^2\right)}{4}\left(\frac{a}{r}\right)^3\right];$$

$$\tau_{\text{ост}}^{\max} = \tau_s - \frac{P_3 R^2 r}{J_p} \frac{\left(1 + \frac{r}{4R}\right)}{(R - r)};$$

$$\tau_{\text{ост}}^{\min} = \tau_s - \frac{P_3 R^2 r}{J_p} \frac{\left(1 - \frac{r}{4R}\right)}{(R + r)},$$

где n — число витков;

r — радиус проволоки;

$\tau_{\text{ост}}^{\max}$, $\tau_{\text{ост}}^{\min}$ — остаточные напряжения на внутреннем и внешнем волокне соответственно;

τ_s, G — предел текучести и модуль сдвига при определенной температуре;

$J_p = \frac{\pi r^4}{2}$ — полярный момент инерции сечения;

P_3, λ_3 — максимальная нагрузка и деформация пружины при соприкосновении витков соответственно.

Результаты расчета остаточных напряжений для трех случаев возможных технологий показали, что с уменьшением температуры при осадке необходимо снижать исходную высоту пружины, так как она уменьшает свою пластическую деформацию, и при холодной осадке остаточная деформация составляет 1,5 мм. Эти данные получены в ходе экспериментов.

По данным С.Д. Пономарева и др. (Расчеты на прочность в машиностроении. В 3 т. М.: Машгиз, 1956. 974 с.), при температуре 240 °С модуль упругости и предел текучести не изменяются, а при температуре 380...400 °С эти изменения становятся значительными.

Важно знать глубину проникновения остаточных напряжений, но этот параметр трудно поддается расчету. При холодной осадке $A > A_1$, т.е. 0,145 > 0,139. Это означает, что пластическая зона на внешнем волокне отсутствует.

По результатам расчета сделаны следующие выводы.

1. Несмотря на уменьшение глубины пластической зоны в сечении витка, при варианте технологии № 2 остаточные касательные напряжения почти такие же, как и при более энергозатратном варианте. При этом уровень сопротивления усталости и релаксационные свойства (как показали эксперименты) удовлетворяют требованиям чертежа. Это свидетельствует о том, что при температуре 240 °С (по сравнению с 380 °С) происходит низкотемпературное термомеханическое упрочнение.

2. Вариант технологии № 3 (при холодной осадке), как показала практика, не обеспечивает достаточного сопротивления усталости и релаксационной стойкости по двум причинам: более низкий уровень остаточных напряжений при малой глубине пластической зоны, а также отсутствие термомеханического упрочнения.

3. Уровень отрицательных остаточных напряжений на внутреннем волокне настолько высокий, что в этой опасной точке при работе пружины реализуется более благоприятный симметричный цикл нагружения.

Особенностью расчета НДС витка пружины малого индекса ($C \leqslant 10$) является необходимость учета кривизны стержня, работающего на кручение. Влияние кривизны стержня сводится к учету непараллельности смежных сечений стержня и, следовательно, неоднородности деформаций сдвига на окружности данного радиуса. Деформация сдвига тем больше, чем короче соответствующая образующая элементарного цилиндра.

Из рис. 2 имеем:

$$\gamma dz = \rho d\varphi;\ dz = (R + \rho\cos\alpha)\, d\beta;\ d\beta = \frac{dz_0}{R}, \qquad (1)$$

где β — параметр нагружения, характеризующий влияние крутящего момента;

dz — длина образующей элементарного цилиндра, откуда

$$\gamma = \rho \frac{d\varphi}{dz} = R\rho \frac{d\varphi}{(R + \rho\cos\alpha)\, dz_0}, \qquad (2)$$

где $d\varphi$ — угол поворота сечения;

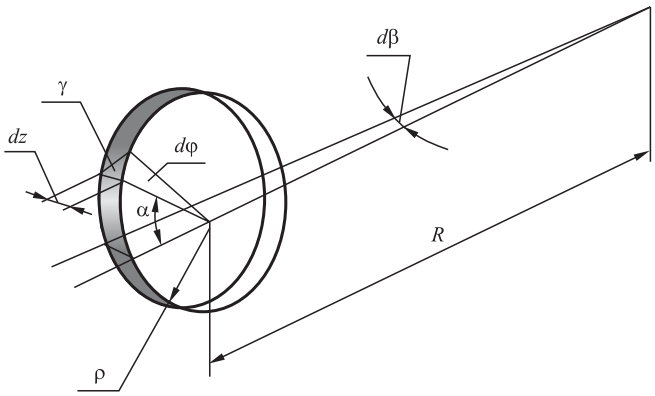


Рис. 2. Схема кручения стержня большой кривизны

ρ, α — полярные координаты расчетной точки;

dz_0 — длина элемента стержня.

Введя обозначение $\theta = d\varphi/dz_0$ — относительный угол поворота, получаем выражение для деформации сдвига в расчетной точке {ρ, α}:

$$\gamma = R\frac{\theta}{R + \rho\cos\alpha}\rho. \quad (3)$$

Напряжение при упругой работе материала ($\tau = G\gamma$) определяется соотношением

$$\gamma = \frac{GR\theta}{R + \rho\cos\alpha}\rho. \quad (4)$$

Крутящий момент в сечении:

$$T = \int_s \tau\rho dS = GR\theta W^*; \quad (5)$$

относительный угол поворота:

$$\theta = \frac{T}{GRW^*}; \quad (6)$$

касательные напряжения в сечении распределены по закону

$$\tau = \frac{T\rho}{(R + \rho\cos\alpha)W^*}, \quad (7)$$

где W^* — геометрическая характеристика сечения, по размерности соответствует полярному моменту сопротивления круга:

$$W^* = \int_0^r\int_0^{2\pi}\frac{\rho^3 d\rho d\alpha}{R + \rho\cos\alpha}. \quad (8)$$

Для вычисления перемещений аналогично можно получить (вывод опущен) геометрический фактор жесткости для стержня большой кривизны

$$I^* = RW^*. \quad (9)$$

Деформация пружины при крутящем моменте $T = PR$ (P — внешняя нагрузка):

$$\lambda = \frac{2\pi R^2 T}{GI^*}n$$

или, заменяя T по формуле (5), получаем связь λ и θ:

$$\lambda = 2\pi R^2 n\theta. \quad (10)$$

В процессе термоосадки пружина сжимается до соприкосновения витков, следовательно,

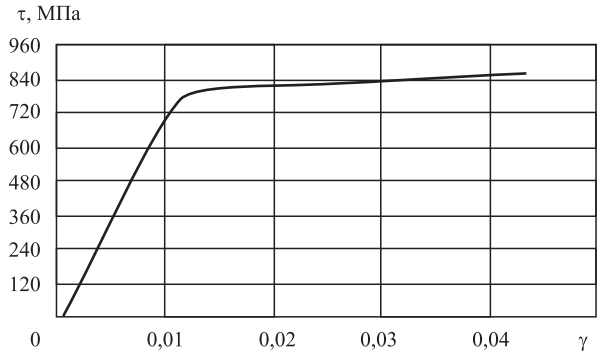


Рис. 3. Диаграмма сдвига

нагружение следует считать кинематическим. Деформации сдвига при известном θ определяют по формуле (3), а касательные напряжения τ — по заданной диаграмме сдвига $\tau = F(\gamma)$ (рис. 3).

Крутящий момент при термоосадке найден из выражения (5).

Считая разгрузку упругой, находим размах напряжений при снятии нагрузки по формуле (7). Остаточные напряжения после термоосадки определим суммированием напряжений при нагружении и разгрузке.

Изложенный порядок расчета реализован в пакете Mathcad 7.0, ОС Windows.

На рис. 4 приведены эпюры остаточных касательных напряжений на горизонтальном диаметре пружины. Из расчета видно, что максимальные остаточные напряжения возникают в точке на внутренней поверхности пружины.

Выполнить прямой расчет НДС пружины по конечному состоянию поля внедренной пластической деформации неправильно. В процессе дробеметной обработки проис-

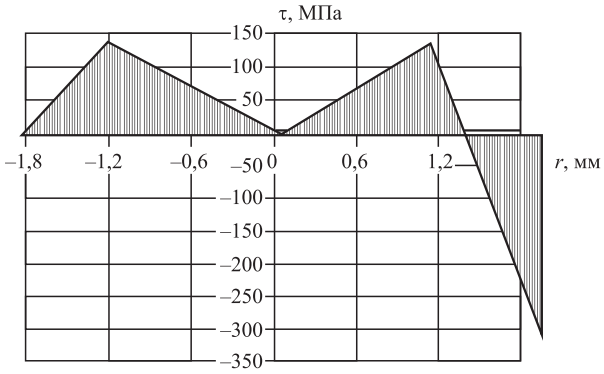


Рис. 4. Распределение остаточных касательных напряжений $\tau_{ост}$ после термоосадки по горизонтальному диаметру (ось пружины справа)

ходит постепенное накопление пластической деформации, которая, воздействуя на напряжения, полученные при термоосадке, постепенно их изменяют. Наличие остаточных касательных напряжений также влияет на внедренную пластическую деформацию, так как в предварительно нагруженном теле состояние пластического течения наступит при меньших напряжениях, чем в ненагруженном. Однако для упрощения расчета пренебрегаем этим обстоятельством.

Расчет процесса дробеметной обработки следует вести последовательными шагами, учитывая изменение НДС в предыдущем расчете. Такой метод расчета принято называть расчетом кинетики НДС.

В качестве исходных данных для расчета используем поле остаточных касательных напряжений, полученное при расчете процесса термоосадки, а также поле внедренной пластической деформации от дробемета, которое найдем по испытаниям образца-свидетеля — тонкой пластинки, помещенной в дробеметную камеру вместе с партией пружин. Рассмотрим решение задачи о пластинке, подвергнутой дробеметной обработке.

Контрольная пластинка, закрепленная на жестком основании, подвергнутая дробеметной обработке, после освобождения от связей изгибается [6]. Радиус кривизны зависит от полученной пластической деформации, распределенной по глубине нагартованного слоя по некоторому неопределенному закону.

Если снять слой металла (например, травлением в кислоте), то радиус кривизны увеличится, так как часть пластической деформации удалена вместе с материалом. Серия таких операций позволяет построить зависимость $r_{кр}(t)$ ($r_{кр}$ — радиус кривизны; t — толщина пластинки).

Для определения изменения пластической деформации по толщине нагартованного слоя составили матричную модель контрольной пластинки. Пластинку представили в виде набора элементарных слоев, в пределах которых пластическая деформация постоянна.

Процедура решения реализована в пакете Mathcad 7.0, ОС Windows. Результаты расчета пластической деформации в контрольной пластинке приведены на рис. 5.

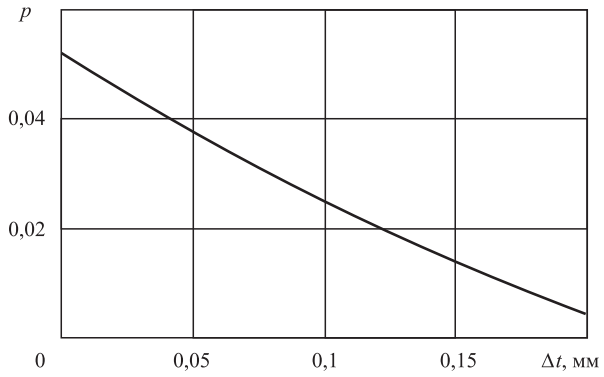


Рис. 5. Распределение пластических деформаций от дробеметного наклепа по глубине пластинки или сечению витка пружины

При расчете НДС термоосаженной пружины в процессе дробеметной обработки приняты следующие допущения:

1. Поверхность витка обрабатывается равномерно со всех сторон.

2. Поле пластической деформации в пружине такое же, как и в контрольной пластинке (это допущение не вполне справедливо, так как в материале пружины в отличие от пластинки присутствуют начальные напряжения от первого заневоливания и пластическое состояние в ней наступает раньше).

Рассмотрим кинематическое нагружение путем введения в радиальном направлении "клина" пластической деформации, форма и размеры которого известны. Выполним пошаговый расчет кинетики деформирования. Для этого "клин" пластической деформации разобьем по длине на участки, ширина которых равна принятому шагу разбиения по радиусу пружины Δr. На каждом шаге пластическая деформация постоянна p_k (Δk) (k — номер очередного шага). Так как возникающие при таком нагружении напряжения (осевые σ_z, окружные σ_φ и радиальные σ_r) ортогональны по отношению к остаточным касательным напряжениям $\tau_{z\varphi}$, нагружение нельзя считать пропорциональным и расчет следует вести по какой-либо теории пластичности инкрементального типа (теории течения).

Наиболее простой и достаточно адекватной теорией подобного типа является модель Прагера—Ишлинского, суть которой состоит в следующем. Полное напряжение σ разделяется на активное $a_{акт}$ и дополнительное $a_{доп}$:

$$\sigma = a_{акт} + a_{доп},$$

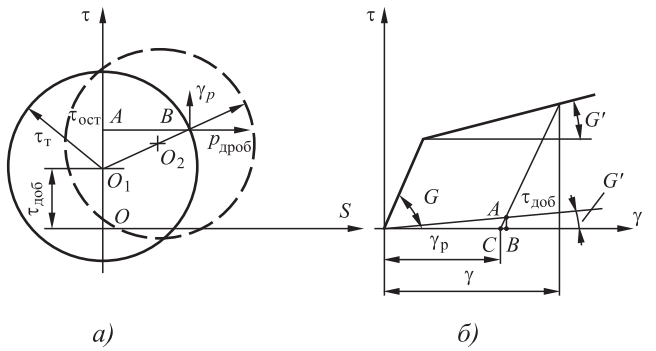


Рис. 6. К расчету НДС при дробеметной обработке по теории течения

условие течения $a_{акт} = \sigma_т$, при этом дополнительное напряжение изменяется пропорционально полученной пластической деформации:

$$a_{доп} = E'p, \tag{11}$$

где E' — модуль упрочнения материала.

Процесс расчета иллюстрирует схема на рис. 6, *а*. Пусть в некоторой расчетной точке имеется остаточная деформация сдвига $\gamma_{ост} = \tau_{ост}G$, которая возникла в результате пластического деформирования в направлении оси τ.

Поверхность текучести (сплошная линия, см. рис. 6) сместилась в направлении τ и ее центр находится в точке O_1. Остаточное напряжение $\tau_{ост}$ характеризуется т. *A*. При дробеметной обработке создается деформация в направлении оси *S* (вектор, проведенный из т. *A*). Его длина соответствует полной деформации $\varepsilon_{полн}$ при дробеметной обработке, часть вектора, расположенная вне поверхности текучести, представляет пластическую деформацию от дробеметной обработки $p_{дроб}$, которая известна. Поверхность текучести при этом смещается в направлении нормали в т. *B*, т.е. по радиусу, проведенному из центра O_2 через т. *B*.

Таким образом, нетрудно определить весь вектор *p* и составляющую γ_p — прирост пластической деформации сдвига. В данной схеме направление прироста γ_p совпадает по направлению с вектором $\gamma_{ост.}$ Если т. *A* будет ниже O_1, то направление γ_p будет обратным, что означает уменьшение остаточных деформаций и, следовательно, напряжений $\tau_{ост}$. Такое состояние, как будет показано в расчете, имеет место на периферии поперечного сечения.

Добавочное напряжение $\tau_{доб}$, отвечающее за анизотропное упрочнение, можно определить по схеме на рис. 6, *б*, рассмотрев треугольник *ABC*. Имеем:

$$\tau_{доб} = G'\gamma_{полн};$$

$$\tau_{доб} = \left(\gamma_{полн} - \gamma_p\right)G,$$

откуда

$$\tau_{доб} = \gamma_p \frac{GG'}{G - G'}, \tag{12}$$

где G' — модуль упрочнения;

$\gamma_{полн}$ — полная деформация сдвига.

Изложенная схема расчета реализована в соответствующей модели конструкции.

Введем четырехмерное пространство девиаторов напряжений $\tau_{z\varphi}$, $S_z/\sqrt{2}$, $S_\varphi/\sqrt{2}$, $S_r/\sqrt{2}$, индексы *z*, *r*, φ — осевое, окружное и радиальное направления соответственно. В этом пространстве поверхность текучести является сферой радиуса $\tau_{т.}$

На каждом шаге нагружения (внедрение пластического "клина") происходит изменение приростов пластических деформаций dp_z, dp_φ, dp_r, $dp_{z\varphi}$, причем первые три известны ($dp_z = dp_\varphi$; $dp_r = -2dp_z$), последний необходимо определить. Каждый шаг расчета представляет собой процесс нагружения продольной силой N_z и ее разгрузкой. При этом

$$dp = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{dp_z^2 + dp_\varphi^2 + dp_r^2} = dp_z\sqrt{3}. \tag{13}$$

Прирост пластической деформации сдвига $d\gamma_p$ вычислим из соотношения (см. рис. 6, *а*)

$$\frac{d\gamma_p}{2\sqrt{3}dp_z} = \frac{\tau_{ост} - \tau_{доб}}{\sqrt{\tau_т^2 - \left(\tau_{ост} - \tau_{доб}\right)^2}}, \tag{14}$$

или

$$d\gamma_p = 2\sqrt{3}dp_z \frac{\tau_{ост} - \tau_{доб}}{\sqrt{\tau_т^2 - \left(\tau_{ост} - \tau_{доб}\right)^2}}. \tag{15}$$

Для следующего шага получим:

$$\gamma_p^{нов} = \gamma_p^{стар} + d\gamma_p,$$

где $\gamma_p^{нов}$, $\gamma_p^{стар}$ — новое и предыдущее значения пластической деформации сдвига.

Для расчета нового шага необходимо знать полные деформации сдвига $\gamma_{z\varphi}$. Они связаны с относительным углом закручивания. Запишем

$$\gamma_{\text{упр}i,j} = \frac{Rr_i}{R + r_i \cos\alpha}\theta - \gamma_{\text{пл}i,j};$$

$$\tau_{\text{ост}} = G\gamma_{\text{упр}};$$

$$T_{\text{ост}} = \sum_{i=1}^{n}\sum_{j=1}^{m}\tau_{\text{ост}i,j} r_i \Delta S_i = 0,$$

или

$$\sum_{i=1}^{n}\sum_{j=1}^{m} G\left(\frac{Rr_i}{R + r_i \cos\alpha_j}\theta - \gamma_{\text{пл}i,j}\right) r_i \Delta S_i = 0,$$

где $\gamma_{\text{упр}}$, $\gamma_{\text{пл}}$ — упругая и пластическая деформации;

индексы i, j — номера расчётных точек, $i = 1...n$; $j = 1...m$;

$T_{\text{ост}}$ — остаточный крутящий момент.

Тогда

$$\theta = \frac{\sum_{i=1}^{n}\sum_{j=1}^{m}\gamma_{\text{пл}i,j} r_i \Delta S_i}{\sum_{i=1}^{n}\sum_{j=1}^{m}\frac{Rr_i}{R + r_i \cos\alpha_j}}. \quad (16)$$

Искомая полная деформация сдвига:

$$\gamma_{z\varphi_{i,j}} = \frac{Rr_i}{R + r_i \cos\alpha_j}\theta. \quad (17)$$

Все необходимые данные для расчета следующего шага получены. Число шагов, необходимых для внедрения всего "клина" пластической деформации от дробеметной обработки определим как отношение

$$K = \frac{\delta_{\text{н}}}{\Delta r_i},$$

где $\delta_{\text{н}}$ — глубина наклепа контрольной пластинки;

Δr_i — прирост радиуса, определяющего координату r_i расчетной точки сечения витка пружины.

Изложенная схема расчета реализована в пакете Mathcad 7.0, ОС Windows.

В результате расчета получены распределение остаточных касательных напряжений после обработки дробью (рис. 7, 8) и остаточная осадка. После дробеметной обработки пружина увеличивается по длине.

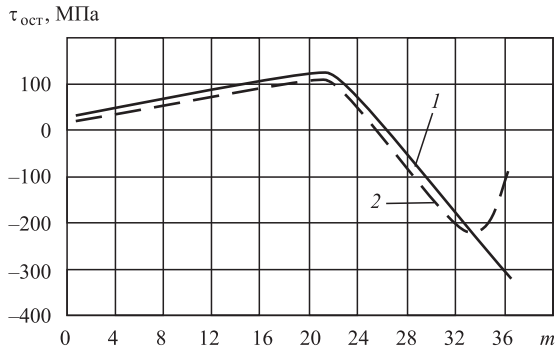


Рис. 7. Распределение остаточных касательных напряжений $\tau_{\text{ост}}$ на внутреннем радиусе:

1 — до дробеметной обработки; *2* — после дробеметной обработки; *m* — число расчетных точек по углу сечения проволоки

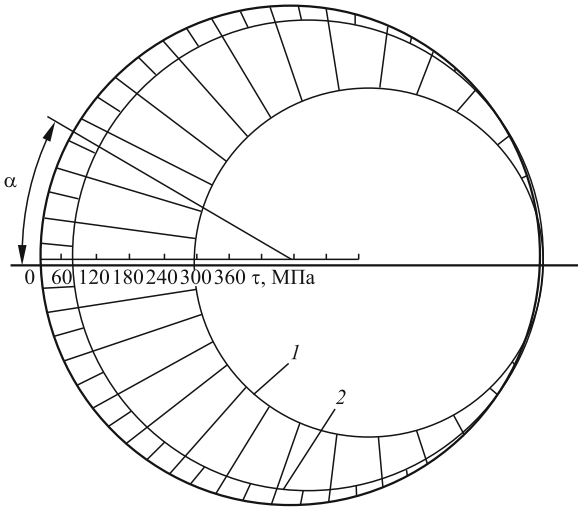


Рис. 8. Эпюры распределения по углу α напряжений τ на внешнем радиусе сечения после термоосадки (*1*) и дробеметной обработки (*2*). Ось пружины слева

Последней технологической операцией, целью которой является восстановление остаточных касательных напряжений, частично снятых в результате дробеметной обработки, является повторное заневоливание пружины. Эту операцию осуществляют при нормальной температуре перед сортировкой по нагрузке. Нагружение пружины проводят до соприкосновения витков.

Представим схему расчета напряжений, деформаций и перемещений.

Исходными данными являются поля остаточных напряжений после дробеметной обработки. В каждой расчетной точке известны $\tau_{z\varphi}$, σ_z, σ_φ, σ_r, $\gamma_{z\varphi}$.

Осадка при повторном заневоливании:

$$\lambda_{\text{нов}} = \lambda - \lambda_{\text{ост}} + \lambda_{\text{ост.дроб}},$$

где λ — осадка при первом заневоливании;

$\lambda_{ост}$ — остаточная осадка после заневоливания;

$\lambda_{ост.\ дроб}$ — остаточная осадка после дробеметной обработки.

По формуле (6) определим θ и затем $\gamma_{ij} = \gamma_{ij}(\theta) - \gamma_{ост.дроб}$.

По значению деформаций сдвига вычислим фиктивные, упругие напряжения сдвига:

$$\tau_{ij} = G_0 \gamma_{ij},$$

где G_0 — модуль сдвига при 20 °С.

Эквивалентное напряжение по Мизесу:

$$\sigma_{экв i,j} = \left(\frac{1}{2}\left(\sigma_z - \sigma_\varphi\right)^2 + \left(\sigma_\varphi - \sigma_r\right)^2 + \left(\sigma_r - \sigma_z\right)^2 + 3\tau_{z\varphi}^2\right)^{\frac{1}{2}}.$$

Новые, истинные, значения касательных напряжений найдем из условия пластичности $\sigma_{экв} < \sigma_т$; $\tau_{ij} = \tau_{упр ij}$, или $\tau_{ij} = f(\gamma_{ij})$, где функция f — уравнение диаграммы деформирования материала при сдвиге:

$$\tau = f(\gamma).$$

Далее определим крутящий момент T при нагружении:

$$T = \sum_{i=1}^{n}\sum_{j=1}^{m} \tau_{ij} r_i \Delta S_i$$

и размах напряжений при разгрузке:

$$\tau_{разгр i,j} = -\frac{T r_i}{\left(R + r_i \cos\alpha_j\right) W^*}.$$

Остаточные напряжения после разгрузки:

$$\tau_{ост i,j} = \tau_{i,j} + \tau_{разгр i,j}.$$

А также: $\theta_{разгр} = \dfrac{T}{G_0 R W^*}$; $\lambda_{разгр} = C\theta_{разгр}$; $C = 2\pi R^2 n$; $\lambda_{ост} = \lambda_{нов} - \lambda_{разгр}$.

Выполненный расчет показал, что касательные напряжения, снятые после дробеметной обработки, восстановлены (рис. 9). Напряжения в опасной точке (на внутреннем горизонтальном радиусе) $\tau_{max} = -378{,}4$ МПа выше значения, полученного при термоосадке ($\tau_{max} = -304{,}8$ МПа). Увеличение напряжений объясняется влиянием остаточных напряжений σ_z и σ_φ в указанной точке. При наличии этих напряжений пластическое течение наступает при меньших значениях касательных напряжений, а пластическая деформация существенно больше (рис. 10).

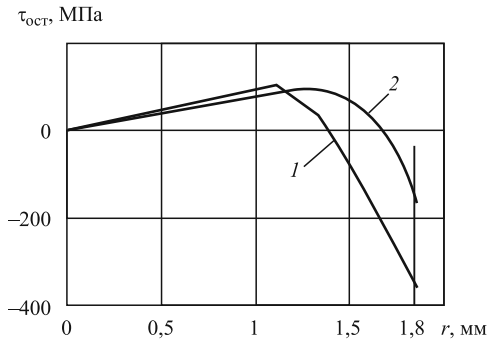


Рис. 9. Распределение остаточных касательных напряжений $\tau_{ост}$ на наружном (*1*) и внутреннем (*2*) горизонтальных радиусах после трехкратной холодной осадки

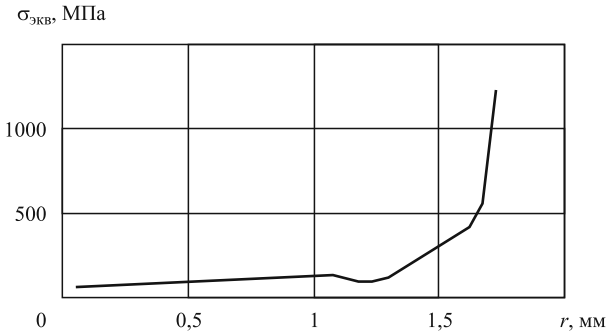


Рис. 10. Эквивалентные напряжения $\sigma_{экв}$ на внутреннем радиусе сечения витка

Заключение. Расчеты, проведенные с помощью разработанной математической модели упрочнения, учитывающей взаимное влияние друг на друга трех видов упрочнения: термоосадки, дробеметного наклепа и холодной осадки, показали, что:

- термоосадка в большей степени увеличивает остаточную деформацию и глубину зоны остаточных отрицательных касательных напряжений, чем холодная осадка. Поэтому дробеметная обработка в меньшей степени снижает эффект упрочнения от термоосадки, чем от холодной осадки.
- при последующей трехкратной холодной осадке снова восстанавливаются отрицательные касательные напряжения даже более высокого уровня, чем при термоосадке;
- впервые определены касательные напряжения во всех опасных точках. Показано, что после трехкратной осад-

ки в сечении возникают такие напряжения, что внутреннее волокно работает в двигателе примерно при симметричном цикле нагружения, а наружное — при нулевом;

- совпадение теоретических и экспериментальных параметров удовлетворительное. Например, остаточная деформация при термоосадке $\lambda_{ост}^{теор}$ = 5,55 мм; $\lambda_{ост}^{эксп}$ = 5,0...6,2 мм. После дробеметного наклепа и отпуска увеличивается высота пружины $\lambda_{ост}^{теор}$ = 1,99 мм; $\lambda_{ост}^{эксп}$ = = 1,5...1,7 мм, поэтому точность расчетов напряженно-деформированного состояния также можно считать удовлетворительной, а математическую модель упрочнения — адекватной разработанному технологическому процессу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лавриненко Ю.А., Белков Е.Г., Фадеев В.В.** Упрочнение пружин. Уфа: Бизнес-Партнер, 2002. 124 с.
2. **Лавриненко Ю.А.** Параметры тройного упрочнения пружин клапана двигателей ВАЗ // Пружины. 2016. № 1. С. 34—35.
3. **Белков Е.Г.** Холодная навивка пружин. Иркутск: Изд-во Иркутского ун-та, 1987. 96 с.
4. **Лавриненко Ю.А.** Построение диаграммы деформирования проволоки 70ХГФА-Ш по испытаниям пружины на сжатие в пластической области // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2010. № 7. С. 26—27.
5. **Белков Е.Г., Лавриненко Ю.А.** Методы определения качества дробеметного наклепа пружин // Повышение качества пружин, торсионов и рессор: юбилейный сб. науч. тр. II Всероссийской науч.-техн. конф. с международным участием / под ред. Л.М. Редькина и В.М. Калмыкова. Белорецк: ОНИКС, 2001. С. 128—135.

Юрий Андреевич Лавриненко, канд. техн. наук,
lavrinenko52@mail.ru

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

ISBN 978-5-9908302-9-5

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.7

Чжан Юн-Цзюнь
(Институт материаловедения и инженерии,
Пекинский научно-технический университет, КНР),
Лю Цжу-Бай
(Институт машиностроения, Университет Яншань, г. Циньхуангдао, КНР)

Протяжка осесимметричных поковок с помощью горизонтальных V-образных бойков

Предложена конструкция горизонтальных V-образных бойков для протяжки осесимметричных поковок. Исследовано влияние протяжки с применением данных бойков на анизотропию механических свойств поковки. Установлено, что напряжения в поперечном направлении внутри поковки являются сжимающими, при этом практически отсутствует разница в механических свойствах поковки в поперечном и продольном направлениях.

Ключевые слова: горизонтальные V-образные бойки; осесимметричная поковка; анизотропия механических свойств.

The design of horizontal V-shaped heads for broaching of axisymmetric forgings is offered. Influence of broaching with application of these heads on anisotropy of mechanical properties of forging is studied. It is established that stresses in the cross direction in forging is squeezing, at the same time there is practically no difference in mechanical properties of forging in the cross and longitudinal directions.

Keywords: horizontal V-shaped heads; axisymmetric forging; anisotropy of mechanical properties.

Введение. Осесимметричные поковки трансмиссионных валов, роторов паровых турбин широко применяют для тяжелонагруженного механического оборудования в качестве основных деталей.

Пластическое деформирование осесимметричных поковок проводят в основном с помощью процесса протяжки, технология которой влияет на качество поковки. Протяжку осуществляют плоскими и вырезными бойками [1], что приводит к неоднородности деформации внутри поковки и возникновению анизотропии механических свойств поковки. При этом механические свойства в продольном направлении выше, чем в поперечном. Поэтому традиционную технологию протяжки обычно применяют для производства поковок деталей, подвергающихся при эксплуатации значительным осевым нагрузкам.

Для изготовления поковок с повышенными механическими свойствами в поперечном направлении была предложена технология протяжки с помощью горизонтальных V-образных бойков [2, 3].

Эскиз рабочей поверхности горизонтального V-образного бойка приведен на рис. 1. Угол α между наклонными и горизонтальными плоскостями бойка может быть одинаковым или различным. В процессе ковки угол α назначают таким образом, чтобы избежать возникновения поперечного растягивающего напряжения внутри поковки и появления продольных трещин.

Угол β между наклонными плоскостями может изменяться от 0 до 180°. Изменением угла β можно регулировать распределение волокнистого строения внутри поковки, что может повысить механические свойства в поперечном направлении и снизить анизотропию механических свойств поковки.

Для проверки эффективности предлагаемого метода протяжки осесимметричных поковок были проведены физическое моделирование и производственные испытания.

Физическое моделирование. Использовали две прямоугольные заготовки размерами 900×150 мм. В каждой заготовке было сделано два отверстия диаметром (16 ± 0,003) мм,

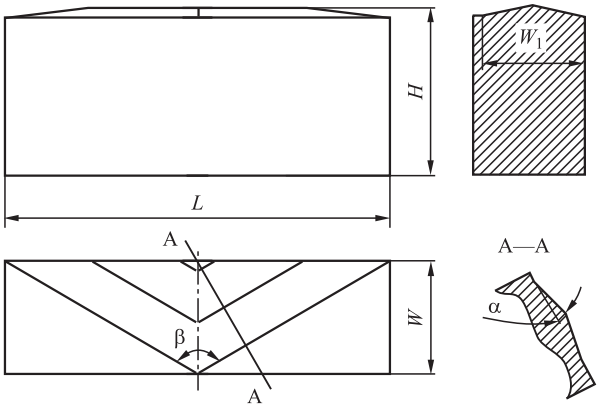


Рис. 1. Эскиз рабочей поверхности горизонтального V-образного бойка

в которые были вставлены цилиндрические штифты из стали 45 диаметром (16 ± 0,003) мм (рис. 2). При этом зазор между штифтом и отверстием практически отсутствовал.

Далее прямоугольные заготовки нагревали до температуры 1200 °С, 30 мин. Затем осуществляли протяжку одной заготовки с помощью горизонтальных V-образных бойков, а другой — с помощью плоских бойков на гидравлическом прессе силой 12,5 МН с относительным обжатием 15 %. Длина горизонтальных V-образных бойков и плоских бойков L = 1045 мм, ширина W = 300 мм, высота H = 450 мм. Для горизонтального V-образного бойка — $\alpha = 10°$, $\beta = 120°$.

После протяжки обе заготовки охлаждали до комнатной температуры на воздухе. Далее деформированные заготовки разрезали вдоль оси цилиндрического штифта.

После протяжки V-образными бойками фактическое значение относительного обжатия составило 14,7 %. Между штифтом и отверстием отсутствовали трещины, что позволило сделать вывод о наличии сжимающих напряжений в поперечном направлении.

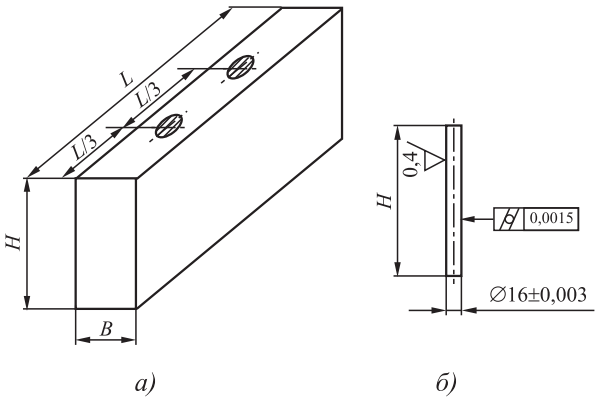


Рис. 2. Прямоугольная заготовка (*а*) и штифт (*б*) для физического моделирования

После протяжки плоскими бойками фактическое значение относительного обжатия равно 18,3 %. Между штифтом и отверстием были обнаружены трещины, что свидетельствует о растягивающих напряжениях в поперечном направлении.

Производственные испытания. Для подтверждения влияния протяжки с помощью горизонтальных V-образных бойков на снижение анизотропии механических свойств поковок были проведены сравнительные производственные испытания.

Для исследования выбрана осесимметричная поковка из стали марки 16Mn, химический состав которой приведен в табл. 1.

1. Химический состав стали 16 Mn, %

C	Si	Mn	P	S
0,20	0,47	1,4	0,013	0,007

Диаметр исходной заготовки 700 мм. Перед протяжкой заготовку нагревали до температуры 1220 °С, 60 мин.

После этого осуществляли протяжку одной заготовки с помощью нижнего и верхнего горизонтальных V-образных бойков на гидравлическом прессе силой 12,5 МН сначала на прямоугольник со сторонами 550×490 мм, далее на прямоугольник 400×400 мм. Скругление углов и окончательную протяжку на диаметр 300 мм проводили с помощью плоских бойков.

Другую заготовку подвергали протяжке на диаметр 300 мм с помощью нижнего и верхнего плоских бойков на том же прессе.

Схемы протяжки приведены в табл. 2.

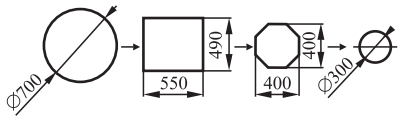
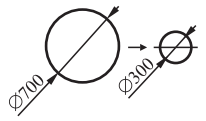
После термической обработки полученных поковок определяли их механические свойства в продольном и поперечном направлениях.

Степень анизотропии механических свойств поковок представляли соотношением свойств в поперечном и продольном направлениях:

$$\eta_{\sigma_s} = \sigma_{sT}/\sigma_{sL}; \quad (1)$$

$$\eta_{\sigma_в} = \sigma_{вT}/\sigma_{вL}; \quad (2)$$

2. Схемы протяжки

Бойки	Схема
Нижний и верхний горизонтальные V-образные бойки	
Нижний и верхний плоские бойки	

3. Степень анизотропии механических свойств поковок при протяжке различными бойками

Бойки	η_{σ_s}	$\eta_{\sigma_в}$	η_{δ_5}
Нижний и верхний горизонтальные V-образные бойки	1,03	1,01	1,04
Нижний и верхний плоские бойки	0,84	0,94	0,98

$$\eta_{\delta_5} = \delta_{5T}/\delta_{5L}, \quad (3)$$

где η_{σ_s} — отношение между пределом текучести в поперечном σ_{sT} и продольном σ_{sL} направлениях;

$\eta_{\sigma_в}$ — отношение между пределом прочности в поперечном $\sigma_{вT}$ и продольном $\sigma_{вL}$ направлениях;

η_{δ_5} — отношение между относительным удлинением в поперечном δ_{5T} и продольном δ_{5L} направлениях.

Результаты измерения механических свойств поковок, полученных с помощью двух различных схем протяжки, приведены в табл. 3.

Диапазон изменения соотношения механических свойств поковок в поперечном и продольном направлениях, полученных с помощью горизонтальных V-образных бойков, составляет от 1,01 до 1,04, а с помощью плоских бойков — от 0,84 до 0,98.

Таким образом, применение протяжки с помощью горизонтальных V-образных бойков увеличивает механические свойства в поперечном направлении и снижает анизотропию осесимметричных поковок.

Выводы

1. В результате физического моделирования процесса протяжки осесимметричных поковок установлено, что при протяжке с помощью горизонтальных V-образных бойков поперечные растягивающие напряжения в поковке отсутствуют, что повышает однородность деформации внутри поковки.

2. В результате производственных испытаний установлено, что протяжка осесимметричных поковок с помощью горизонтальных V-образных бойков позволяет регулировать соотношение между механическими свойствами в поперечном и продольном направлениях, при этом соотношение механических свойств примерно равно 1, а однородность механических свойств поковок выше.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Константинов И.Л.** Технология ковки и горячей объемной штамповки: учеб. пособие. М.: ИНФРА-М; Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2014. 551 с.

2. **Liu Zhubai, Zhang Yongjun, Liu Guohui et al.** New forging method of horizontal V-shape anvilis: Chinese Patent, ZL 97101491. 4. 1998-10-14.

3. **Zhang Yongjun.** New forging method of improving transverse mechanical properties for heavy axial forgings [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 1997.

Чжан Юн-Цзюнь,
zhangyj@mater.ustb.edu.cn;
Лю Цжу-Бай

УДК 621.778.1.06

М.И. Поксеваткин, Е.М. Басова, С.В. Герман, Е.А. Иванайская, А.А. Иванайский
(Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)

Повышение эффективности процесса формирования сортовых профилей в предчистовых закрытых роликовых волоках

Разработана инновационная система предчистового формирования сортовых профилей в закрытых роликовых калибрах. Повышение эффективности процесса достигается в результате снижения трудоемкости процесса и улучшения качества продукции.

Ключевые слова: формирование; сортовые профили; закрытые роликовые калибры; эффективность; качество продукции.

The innovative system of leader formation of section bar in the closed roller calibers is developed. Increase in process efficiency is achieved by reducing of labour input process and improving of product quality.

Keywords: formation; section bars; closed roller passes; efficiency; product quality.

Известные технологии получения сортовых профилей с применением предчистовых закрытых роликовых калибров накладывают жесткие ограничения на размеры заготовки, так как при переполнении калибра на поверхности профиля появляются заусенцы в виде "усов", а при недозаполнении калибра возможна неполная проработка граней готового профиля [1].

Для повышения качества продукции в работе [2] предложен процесс получения профиля, в котором формуют сначала три грани из шести, четные или нечетные с использованием калибра первой ступени путем выдавливания металла внутри калибра в заданных калибром направлениях, затем таким же образом формуют остальные три грани профиля после разворота калибра второй ступени в плоскости, перпендикулярной оси волочения на угол 60° по отношению к калибру первой ступени.

Применение двух ступеней деформации заготовки в роликовых волоках в совокупности с третьей ступенью деформации в фильере обеспечивает благоприятные условия трения качения и, как результат, позволяет устранить некоторые дефекты заготовки, что ведет к повышению качества готового профиля.

Наличие свободных поверхностей — внеконтактных зон деформации — в треугольных калибрах первых двух ступеней деформации позволяет задавать заготовку различного диаметра без влияния на предчистовые размеры шестигранника в пределах указанной суммарной вытяжки, а недозаполнение треугольных калибров обеспечивает равномерность обжатий и исключает появление дефектов на поверхности в виде "усов".

Недостаточное качество получаемого сортового профиля обусловлено неизбежным наплывом металла на грани сформированного в первой ступени полуфабриката в результате значительного уширения деформируемой части заготовки при свободном течении металла в незаполненном калибре второй ступени фор-

мирования профиля, что ведет к искажению формы граней, полученных на первой ступени, и вызывает повышенную неравномерность деформации при чистовом проходе в монолитной волоке.

В работе [3] предложена технология формирования предчистового профиля в закрытых калибрах с разворотом калибров в каждом последующем проходе в плоскости, перпендикулярной оси волочения, и чистовое формирование профиля в монолитной волоке.

В процессе формирования на поверхности полуфабриката формуют не менее трех параллельных его продольной оси равновеликих валика высотой, не превышающей его среднюю ширину, путем выдавливания металла в клиновидные компенсационные полости закрытых роликовых калибров между участками контактных поверхностей смежных роликов, прилегающих к контуру калибра, с разворотом калибров в каждом последующем проходе в плоскости, перпендикулярной оси волочения, на половину угла между соседними компенсационными полостями относительно их положения в предыдущем калибре.

Технологию формирования сортового профиля реализуют следующим образом. Заготовку круглого профиля подают в роликовую волоку *1*, где осуществляют 1-й проход формирования сортового профиля *2* в закрытом калибре *3*, образованном ручьями роликов *4*, *5* и *6* (рис. 1, *а*).

При формировании профиля *2* на его поверхности формуют не менее трех параллельных продольной оси равновеликих валиков *7*, *8* и *9* путем выдавливания металла в клиновидные компенсационные полости *10*, *11* и *12*, выполненные между участками контактных поверхностей смежных роликов *4*, *5* и *6* (см. рис. 1, *а*).

Затем полуфабрикат *2* подают в роликовую волоку *13*, где осуществляют 2-й проход деформации в закрытом калибре *14*, образованном ручьями роликов *15*, *16* и *17* (см. рис. 1, *б*).

При осуществлении 2-го прохода формирования профиля *2* в волоке *13* на его поверхности также формируют не менее трех параллельных продольной оси равновеликих валиков *18*, *19* и *20* путем выдавливания металла в клиновидные компенсационные полости *21*, *22* и *23*, выполненные между участками контактных поверхностей смежных роликов *15*, *16* и *17* (см. рис. 1, *б*).

При этом соседние компенсационные полости *21*, *22* и *23* калибра *14* устанавливают с разворотом вокруг продольной оси на половину угла между ними, в данном случае на угол 60°, относительно положения соседних компенсационных полостей *10*, *11* и *12* в предыдущем калибре *3* (см. рис. 1, *а*, *б*).

Чистовое формирование сортового профиля *24* осуществляют в монолитной волоке *25* (см. рис. 1, *в*), деформирующий конус которой рационализирован по длине на основе равенства частных обжатий [4]. Это способствует более равномерному обжатию коаксиальных валиков по длине очага деформации в монолитной волоке.

Технологические расчеты выполняют в следующем порядке.

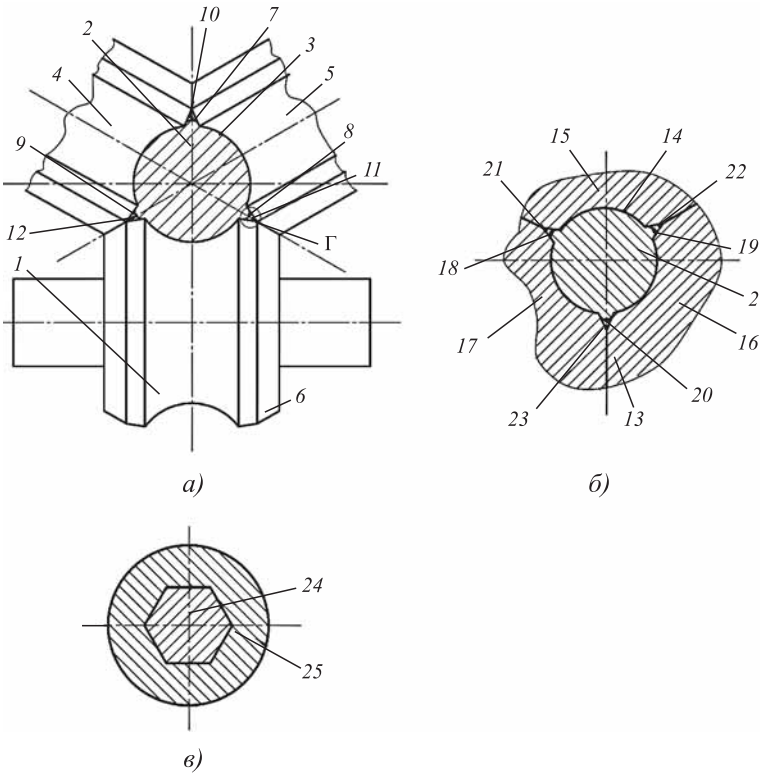


Рис. 1. Схемы формирования сортового профиля (шестигранника) в закрытых предчистовых калибрах с компенсационными полостями:

а — 1-й проход: *1* — роликовая волока; *2* — полуфабрикат; *3* — калибр; *4—6* — ролики; *7—9* — валики; *10—12* — компенсационные полости; *б* — 2-й проход: *13* — роликовая волока; *14* — калибр; *15—17* — ролики; *18—20* — валики; *21—23* — компенсационные полости; *в* — чистовой проход: *24* — сортовой профиль (шестигранник); *25* — монолитная волока; Г — компенсационное устройство

По диаграмме пластичности для используемой марки стали устанавливают суммарную степень деформации ε_c металла при температуре волочения T и скорости деформации ξ.

Затем, используя соотношение

$$\varepsilon_c = 1 - \left(S_п / S_0\right), \quad (1)$$

где $S_п$, S_0 — площади поперечных сечений сортового профиля и исходной заготовки соответственно, мм^2, вычисляют диаметр исходной заготовки:

$$D_0 = 1{,}13\sqrt{S_п\left(1-\varepsilon_c\right)}, \quad (2)$$

который согласуют со стандартным размером.

Площади сечений полуфабриката по переходам определяют по формуле

$$S_i = S_{i-1}/\lambda_i, \quad (3)$$

где λ_i — вытяжки по переходам, установленные с учетом кривой упрочнения стали; $i = 1, n$ — номера переходов; n — номер чистового перехода.

Тогда $d_i = S_i/\lambda_i$ — диаметр заготовки в i-м переходе.

Сечение смещаемого вдоль продольной оси объема металла:

$$S_{пi} = \frac{\pi}{4}\left(d_i^2 - d_{i+1}^2\right) = \pi d_i^2\left(\lambda_i - 1\right)/4\lambda_i. \quad (4)$$

Компенсационное устройство закрытого калибра должно обеспечить четкое заполнение полости калибра и своевременное удаление избыточного металла в компенсационную полость в виде равновеликих валиков [5], что исключает образование заусенцев на поверхности формируемого полуфабриката.

Большое влияние на сопротивление деформации металла при затекании его в компенсационную полость оказывают ее форма и размеры [5]. Максимальное сопротивление деформации возникает при клиновидной форме сечения полости (рис. 2).

Для определения объема металла формируемых на поверхности полуфабриката равновеликих валиков можно воспользоваться рекомендацией величины объема избытка металла, вытекаемого в компенсационную полость при закрытой штамповке [5]. Применительно к площади сечений имеем:

$$S_{pi} = (0{,}01...0{,}05)S_i, \quad (5)$$

где S_{pi} — рекомендуемая площадь сечения избыточного объема металла, вытекающего в компенсационные полости i-го калибра, мм^2.

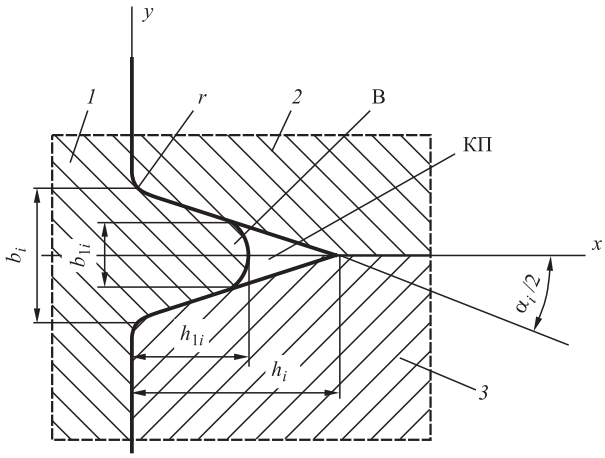


Рис. 2. Схема затекания металла в компенсационную полость закрытого калибра роликовой волоки:

1 — формируемый профиль; *2*, *3* — ролики; В — валик; КП — компенсационная полость

Принимая среднее значение S_{pi}, с учетом угара ($0{,}01S_i$) металла, износа калибра ($0{,}01S_i$), упругой деформации элементов волоки и стенок калибра ($0{,}01S_i$), получаем расчетное значение суммарного сечения смещаемого в компенсационные полости объема металла для формирования валиков при i-й вытяжке:

$$f_{вi} = 0{,}06S_{пi}. \quad (6)$$

С учетом значения $S_{пi}$ поперечное сечение всего смещаемого при i-й вытяжке объема металла в осевом и радиальном направлениях:

$$S_{смi} = S_{пi} + f_{вi} = 1{,}06\frac{\pi d_i^2}{4\lambda}(\lambda - 1). \quad (7)$$

Принимая площадь сечения B объема металла в компенсационной полости (КП), близкой по форме трапеции высотой h_{1i} и основаниями b_i и b_{1i}, пренебрегая радиусом закругления r у основания КП, получаем

$$f_{вi} = (b_i + b_{1i})h_{1i}n_в/2, \quad (8)$$

где $n_в$ — число равновеликих валиков, формируемых на поверхности i-го полуфабриката.

Площадь поперечного сечения компенсационной полости определяли по формуле [5]:

$$f_{кi} = f_{вi}/\left(n_в q\right), \quad (9)$$

где q = 0,7...0,8 — коэффициент заполнения КП.

Для расчета размеров КП воспользуемся соотношением, рекомендуемым при продольной протяжке полосы [6]:

$$0{,}5 < l/h < 1, \qquad (10)$$

где l — подача, мм; h — высота деформируемого элемента полосы в направлении действия силы, мм.

Применительно к обжатию полуфабриката во 2-м и последующих проходах при деформировании валиков можно принять (см. рис. 2):

$$\frac{b_i + b_{1i}}{2h_{1i}} = 0{,}6, \qquad (11)$$

что гарантирует продольную устойчивость валиков.

Из рис. 2 с учетом заполняемости КП имеем:

$$\frac{(b_i + b_{1i})h_{1i}}{2} = \frac{b_i h_i q}{2} = \frac{f_{\text{в}}}{n_{\text{в}}}; \qquad (12)$$

$$\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2} = \frac{b_i}{2n_i} = \frac{b_i - b_{1i}}{2h_{1i}}. \qquad (13)$$

Из соотношений (11)—(13) получаем:

$$b_i = \sqrt{f_{\text{в}_i}/(0{,}6n_{\text{в}})}\left(0{,}6 + \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}\right). \qquad (14)$$

Из условий (11)—(13) находим примерный угол конусности КП, равный $\alpha = 32°$. Тогда

$$h_i = b_i \Big/ 2\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}. \qquad (15)$$

Для обеспечения заполняемости закрытого калибра необходимо выполнить условие [5]:

$$\sigma_{\text{к.п}} > \sigma_{\text{з.к}}, \qquad (16)$$

где $\sigma_{\text{к.п}}$, $\sigma_{\text{з.к}}$ — сопротивление деформации при затекании металла в компенсационную полость и в полости закрытого калибра соответственно.

Величину $\sigma_{\text{к.п}}$ можно вычислить по формуле, полученной Е.П. Унксовым, для расчета напряжения при заполнении металлом полости ребра конического сечения строительной панели:

$$\sigma_{\text{к.п}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{\text{в}t}\left(1 + \frac{1}{\operatorname{tg}\alpha}\ln\frac{b_i}{b_{1i}}\right), \qquad (17)$$

где $\sigma_{\text{в}t}$ — предел прочности металла формируемого сортового профиля при температуре деформации, МПа.

Сопротивление деформации металла в закрытом калибре определяли по зависимости:

$$\sigma_{\text{з.к}} = f(\sigma_{\text{в}t}, \varepsilon_{\text{с}}, \xi), \qquad (18)$$

где ξ — скорость деформации.

Модель процесса формирования сортового профиля по схеме — предчистовые проходы в закрытых роликовых калибрах и чистовой проход в монолитной волоке представлена в виде трехмодульного алгоритма (рис. 3): модуль М1 — информационный; модуль М2 оптимизирует вытяжки в проходах формируемого профиля; в модуле М3 определяют силовые параметры деформации, обеспечивающие заполняемость закрытых калибров.

В блоке 1.1 модуля М1 вводят исходную информацию: марку обрабатываемого металла; температуру нагрева (T, °С); предел прочности ($\sigma_{\text{в}t}$, МПа) металла при температуре прохода; допустимую суммарную степень деформации ($\varepsilon_{\text{с}}$, %); площадь сечения готового профиля ($S_{\text{п}}$, мм^2); коэффициент заполняемости ($q = 0{,}7$) компенсационной полости; скорость деформации (ξ, с$^{-1}$); показатель трения (μ); $n_{\text{в}}$ — число валиков полуфабриката. В блоке 1.2 определяют суммарную площадь S_0, в блоке 1.3 рассчитывают диаметр исходной заготовки D_0. Далее переходят к модулю М2.

В блоке 2.1 принимают вытяжки по переходам с учетом кривой упрочнения стали ($\lambda_i = \lambda_1, ..., \lambda_n$) и в блоке 2.2 определяют площади сечений полуфабриката по переходам (S_i). Далее в блоке 2.3 определяют сечение смещаемого вдоль продольной оси объема металла ($S_{\text{п}i}$). В блоке 2.4 принимают рекомендуемую площадь сечения избыточного объема металла ($S_{\text{р}i}$) и переходят к блоку 2.5, где определяют площадь получаемой трапеции по диаграмме (см. рис. 2) ($f_{\text{в}i}$). В блоке 2.6 определяют объем металла в осевом и радиальном направлениях ($S_{\text{см}i}$), в блоке 2.7 — площадь поперечного сечения компенсационной полости ($f_{\text{к}i}$) с учетом коэффициента заполнения КП (q), затем в блоке 2.8 принимают угол конусности КП, равный $\alpha = 32°$. В блоке 2.9 определяют величину b_i (см. рис. 2), в блоке 2.10 — величину h_i (как высоту конуса) (см. рис. 2). Затем переходят к модулю М3.

В блоке 3.1 определяют сопротивление деформации при затекании металла в компенсационную полость ($\sigma_{\text{к.п}}$), а в блоке 3.2 — со-

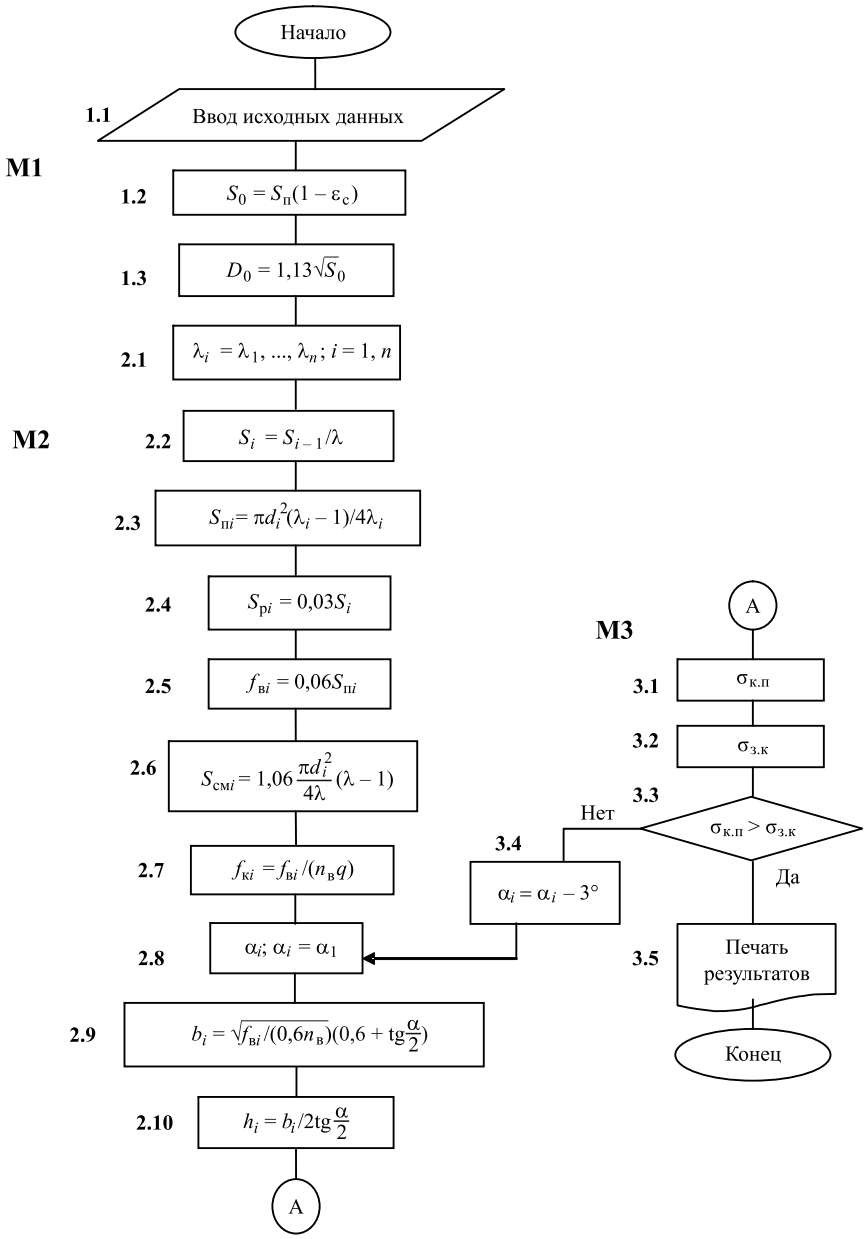


Рис. 3. Оптимизационный алгоритм процесса формирования сортового профиля в закрытых калибрах

противление деформации в полости закрытого калибра ($\sigma_{з.к}$). В блоке 3.3 проверяют выполнение условия $\sigma_{к.п} > \sigma_{з.к}$, если условие не выполняется, то проводят корректировку значения угла конусности КП (α_i) (блок 3.4) до выполнения условия блока 3.3.

Выводы

1. Разработана инновационная система предчистового формообразования сортовых профилей в закрытых роликовых (валковых) калибрах, предусматривающая устройство в калибрах компенсационных полостей конической формы для удаления избыточного металла с формированием из него коаксиальных валиков, что дает возможность:

1) исключить образование дефектов в виде заусенцев, закатов и др.;

2) использовать исходные заготовки с широким диапазоном допусков на размеры;

3) сохранять технологическую смазку в течение всего прохода, создавая условия для поддержания гидродинамического режима;

4) снизить технологическую силу обжатия заготовок, в том числе при чистовом формировании профиля в монолитной волоке.

2. С уменьшением угла конусности компенсационной полости сопротивление деформации в этой полости резко возрастает.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Славин В.С., Смушкевич Л.Е., Норец А.И.** Эффективные технологии производства фасонных профилей высокой точности. URL: http://www.rusnauka.com/4_SND_2013/Tecnic/1_127375.doc. htm (дата обращения: 10.02.2017).

2. **Пат. 2235614 РФ.** Способ получения калиброванного шестигранного профиля / В.С. Славин, С.И. Платов, В.П. Анцупов и др. Опубл. 10.09.2004.

3. **Пат. 2582839 РФ.** Способ формирования сортового профиля в закрытых калибрах / М.И. Поксеваткин, Е.М. Басова, С.В. Герман. Опубл. 27.04.2016.

4. **Рационализация** продольного профиля деформирующего конуса монолитной волоки / М.И. Поксеваткин, Е.М. Басова, С.В. Герман, Д.М. Поксеваткин // КШП ОМД. 2015. № 3. С. 16—18.

5. **Поксеваткин М.И.** Оптимизационные системы процессов малоотходной горячей штамповки. Барнаул: АлтГТУ, 2014. 143 с.

6. **Титов Ю.А., Титов А.Ю.** Свободная ковка. Основные операции и технологии: учеб. пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2011. 73 с.

Михаил Иванович Поксеваткин, канд. техн. наук, mtio2014@list.ru;
Елена Михайловна Басова;
Светлана Викторовна Герман;
Елена Александровна Иванайская;
Александр Анатольевич Иванайский, канд. техн. наук

УДК 621.9.047

М.А. Теслина, Н.М. Власова, Т.Б. Ершова, И.А. Астапов
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения Российской академии наук)

Получение керамических материалов, содержащих MAX-фазы, из отходов титановых и интерметаллидных сплавов и исследование их свойств

Изучена возможность получения керамических материалов на основе Ti_3Al методами порошковой металлургии. Показано, что при использовании продуктов переработки отходов производства титана — титановой стружки и отходов интерметаллидных сплавов возможно получение тройной системы Ti—Al—N, так называемой MAX-фазы. Исследованы влияние режимов спекания на процессы фазо- и структурообразования металлокерамического материала, его состав и свойства.

Ключевые слова: титановая стружка; отходы интерметаллидов; MAX-фазы; порошковая металлургия; состав, структура; свойства.

The possibility of production of ceramic materials based on Ti_3Al by powder metallurgy is studied. It is shown that with the use of processing products of wastes production of titanium — titanium chip and wastes intermetallic alloys is possible to obtain the ternary system Ti—Al—N, the so-called MAX-phase. The effect of sintering conditions on the processes of phase- and structure formation of the cermet material, its composition and properties are studied.

Keywords: titanium chip; wastes of intermetallic compouds; MAX-phases; powder metallurgy; composition; structure; properties.

Введение. В настоящее время в связи с ухудшающейся экологической обстановкой, уменьшением запасов сырья и высокозатратной технологией его добычи особенно актуальна переработка различных отходов.

Повторное использование титановых отходов производства (стружки, интерметаллидов) без применения дополнительных способов очистки и восстановления титана методами порошковой металлургии для получения новых керамических материалов, содержащих MAX-фазы, общая формула которых $M_{n+1}AX_n$, где n = 1, 2 или 3; M — переходный металл; A — элемент подгруппы таблицы Менделеева (в основном IIIA и IVA); X — углерод либо азот, представляет научный и практический интерес.

Из известных способов получения MAX-фаз наиболее распространены горячее прессование [1], горячее изостатическое прессование, СВС-метод [2], плазмохимический синтез, электроискровое спекание [3], у каждого из которых есть преимущества и недостатки.

С позиций свойств наибольший интерес заслуживают MAX-фазы на основе титана — Ti_2AlN и Ti_2AlC — в связи с высокой термостабильностью и хорошей технологичностью [4]. Сфера применения этих материалов в будущем широка — авиадвигателестроение [5], в качестве конструкционных материалов, применяющихся в высокотемпературных средах [6], использование в ядерных реакторах, в качестве связок для режущих и абразивных инструментов на основе алмаза и др.

Однако получение однофазного материала, содержащего MAX-фазу, представляет значительные сложности. Обычно конечные продукты синтеза содержат дополнительно

интерметаллиды M-A, бинарные соединения M-X, A-X [7], также влияющие на свойства керамического материала, причем наличие этих фаз нельзя однозначно считать положительным или отрицательным.

Цель работы — получение методами порошковой металлургии керамических материалов, содержащих MAX-фазы на основе титана, с использованием титановой стружки и отходов интерметаллидных сплавов и исследование их свойств.

Методика проведения исследований. В качестве исходных компонентов использовали алюминиевый порошок (ГОСТ 6058—73), стружку от обработки титана ВТ1-0, компактные образцы композиционного материала [8], содержащие интерметаллид Ti_3Al в виде мелкодисперсных включений в матрице Ti_2AlN, порошок графита (особо чистый более 99,2 % C; не более 0,03 % S).

Стружка была от одной марки сплава, не засорена другими металлами и сплавами, без цветов побежалости, длина витка 20...70 мм, не загрязненная маслом, эмульсией. Стружку измельчали в планетарной шаровой мельнице PM 400 в атмосфере аргона до состояния порошка.

Смеси из порошков измельченного технического титана ВТ1-0, алюминия и графита в соотношении, % мас.: 80 Ti; 12 Al; 8 C, а также с избытком углерода 20 % получали в мельнице PM400 в течение 4 ч в атмосфере аргона.

Композиционный материал в виде отходов разной формы и размеров с добавкой углерода в количестве 1 % мас. измельчали в мельнице PM400 в корундовом и циркониевом контейнерах в течение 4 ч в атмосфере аргона.

Соотношение масс мелющих тел к обрабатываемому материалу 13:1 при частоте вращения 250 мин$^{-1}$.

Из данных смесей методом прессования изготовляли образцы и спекали их в вакуумной трубчатой печи Carbolite STF при давлении 10^{-2} Па, температурах спекания 1000...1400 °C и продолжительности спекания 1...3 ч с последующим охлаждением с печью.

Фазовый состав порошков и полученных образцов исследовали методом рентгеновской дифрактометрии (РФА) с использованием дифрактометра ДРОН-7 в медном K_α-излучении.

Металлографический анализ полученных образцов после выявления их структуры травлением по стандартной методике проводили с помощью микроскопа "Альтами МЕТ 3 АПО" и цифровой камеры "Альтами", микроскопа "Jeol 6000" с энергодисперсионной приставкой.

Микротвердость определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике при нагрузке на индентор 0,15 Н.

Результаты исследований и их обсуждение. Гранулометрический состав исходных порошков (титан из стружки и порошок алюминия) и полученных порошковых смесей представлен на рис. 1, *а—в*.

После обработки в мельнице порошковая смесь имеет широкий диапазон гранулометрического состава (от 10 до 50 мкм). Это связано с процессом совместного дробления порошков — конгломерацией частиц, ростом конгломератов и последующим их разрушением, поэтому наблюдается бимодальный тип распределения частиц по размерам.

По виду дифракционного спектра исходного порошка титана, полученного из стружки, можно сделать вывод, что частицы титана при измельчении стружки претерпевают значительные структурные изменения (рост микро-

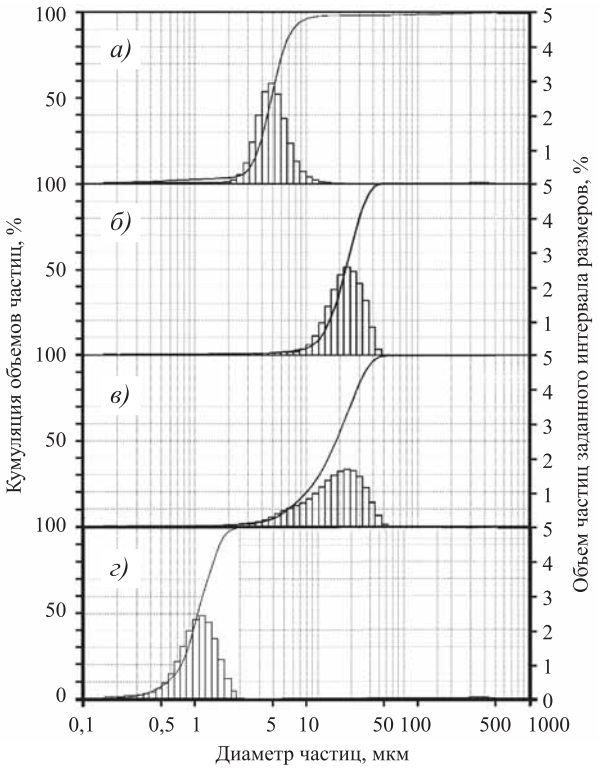


Рис. 1. Гистограммы порошков и готовой смеси:

а — порошок алюминия; *б* — порошок из титановой стружки; *в* — смесь порошков титана и алюминия; *г* — измельченный интерметаллидный сплав

искажений и наличие внутренних напряжений), что, по-видимому, связано с меньшей пластичностью титана по сравнению с алюминием.

В порошке титана помимо основной фазы (Ti) присутствуют TiN и TiO по условным концентрациям в сумме не менее 30...35 %. Наличие этих фаз в порошке связано с процессом механической обработки титановых сплавов. Так, под действием высоких температур, локализованных в зоне стружкообразования, происходит интенсивное взаимодействие титановой стружки и обрабатываемой детали с кислородом, азотом, углеродом и водородом из внешней среды с образованием оксидов, нитридов и т.д.

В результате спекания образцов из смеси порошка состава, % мас.: 80 Ti; 12 Al; 8 C при различных температурах и выдержке были получены материалы, содержащие MAX-фазы различного состава.

Исследовано влияние режимов спекания на процессы фазо- и структурообразования металлокерамического материала, его состав и свойства.

При температуре спекания 1100 °C в течение 1...2 ч образуется хрупкий, пористый материал, содержащий металлические частицы (5 % от площади шлифа) размером до 30 мкм, образование которых обусловлено конгломерацией частиц порошка при смешивании.

По данным РФА-анализа (рис. 2) основной фазой в материале является MAX-фаза Ti_2AlN, представленная мельчайшими частицами. Выявлен также оксид алюминия, образующийся, вероятно, при взаимодействии жидкого алюминия с оксидом титана, и содержание которого не изменяется при увеличении продолжительности спекания.

При повышении температуры спекания до 1200 °C и выдержке 1 ч образуется незначительное количество новой фазы $TiC_{0,3}N_{0,7}$, однако преобладающей фазой в этом материале остается MAX-фаза Ti_2AlN.

Увеличение выдержки до 2 ч приводит к следующим фазовым изменениям (см. рис. 2):

1) образование фазы $TiC_{0,7}N_{0,3}$ за счет насыщения углеродом карбидонитридной фазы $TiC_{0,3}N_{0,7}$;

2) образование фазы Ti_2Al (C_xN_y) за счет замены части атомов азота в фазе Ti_2AlN; Ti_2Al (C_xN_y) становится основной и существует только при данном режиме спекания. Количество фазы Al_2O_3 не изменяется.

При температуре 1300...1400 °C происходит образование металлоподобных материалов с минимальной пористостью. По данным РФА спекание при этих температурах продолжительностью 1 и 2 ч приводит к образованию фазы Ti_3AlC_2, росту содержания фазы $TiC_{0,7}N_{0,3}$. При этом соотношение фаз Ti_3AlC_2 и $TiC_{0,7}N_{0,3}$ одинаково.

Увеличение содержания фазы $TiC_{0,7}N_{0,3}$ относительно фазы Ti_3AlC_2 отмечается только при температуре спекания 1400 °C, 2 ч. Содержание оксида алюминия при этих температурах возрастает в результате окисления примесным кислородом алюминия, содержащегося в Ti_3AlC_2 (участвовавшего в реакции с образованием Ti_3AlC_2), что согласуется с литературными данными [9, 10].

Полученные при температуре 1300...1400 °C материалы содержат отдельные металлические частицы (30 % от площади шлифа) размером от 12 до 50 мкм. После металлографического травления в материале выявлена однофазная структура частиц, на поверхности этих частиц обнаружены включения размером 0,4...1 мкм (в среднем 0,7 мкм) (рис. 3, *б*), в некоторых случаях они содержатся внутри металличе-

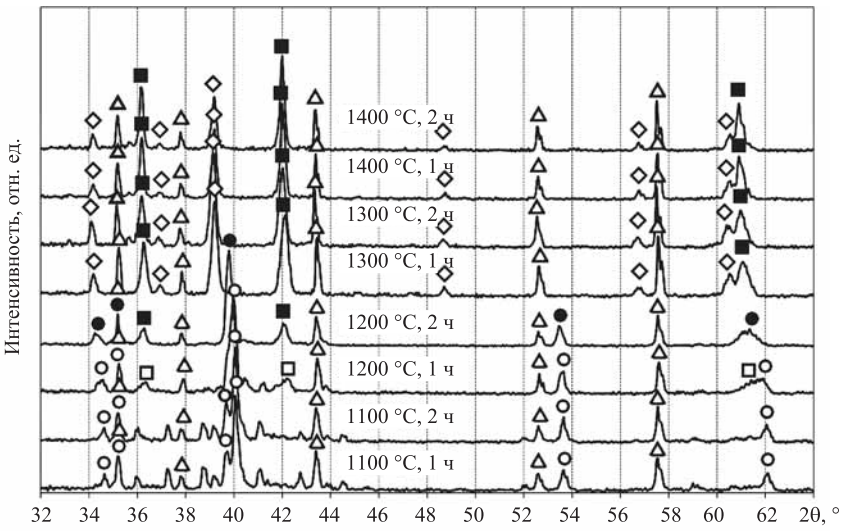
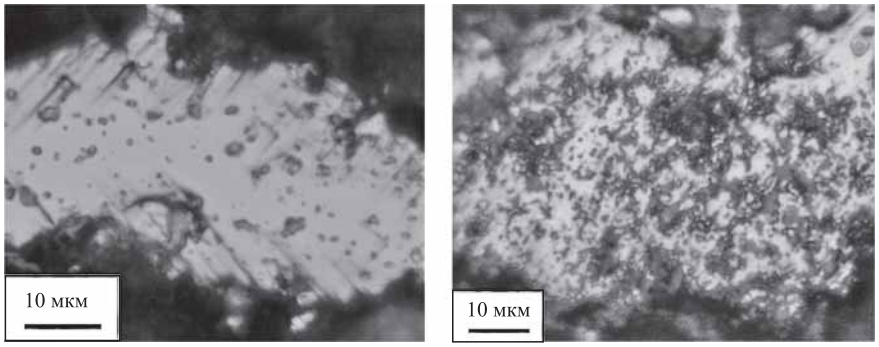


Рис. 2. Дифрактограммы материала, полученного спеканием порошка из титановой стружки состава, % мас.: 80 Ti; 12 Al; 8 C при различных условиях (температура, время):

○ — Ti_2AlN; △ — Al_2O_3; ◇ — Ti_3AlC_2; ■ — $TiC_{0,7}N_{0,3}$; ● — $Ti_2Al(C_xN_y)$; □ — $TiC_{0,3}N_{0,7}$



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктуры частиц в материале состава, % мас.: 80 Ti; 12 Al; 8 C, спеченном при:
а — 1300 °С, 2 ч; *б* — 1400 °С, 2 ч

ских частиц (рис. 3, *а*). Максимальное количество включений наблюдается в образцах, спеченных при 1400 °С. Вероятно, данные включения представлены фазой $TiC_{0,7}N_{0,3}$.

Микротвердость фазы Ti_3AlC_2 приведена в табл. 1, по данным [11] она составляет 2,3...2,5 ГПа. Более низкие значения микротвердости исследованного материала, по-видимому, связаны с наличием примесей.

В спеченных образцах с избытком углерода 20 % мас. при 1100...1200 °С образуется карбид титана стехиометрического состава TiC, крупные включения которого достигают 3 мкм и расположены в матрице Ti_2AlN (основная фаза материала). Микротвердость материала 0,4 ГПа (0,2...0,5 ГПа), что обусловлено низким содержанием карбида (в основном в поверхностном слое частиц) и невысокой твердостью матрицы.

Также избыток углерода (20 мас. %) приводит к уменьшению количества MAX-фазы Ti_3AlC_2, при этом материал представлен фазой $TiC_{0,7}N_{0,3}$ (рис. 4) в виде твердого раствора и содержит минимальное количество оксида алюминия. Микротвердость карбидонитридной фазы составляет 1,5 ГПа (1,1...2,0 ГПа). Материал является хрупким.

Гистограмма измельченного интерметаллидного сплава приведена на рис. 1, *г*. Результаты рентгенофазового анализа измельченной смеси интерметаллидного сплава с добавкой углерода 1 % мас. показали, что при измельчении в циркониевом контейнере основной фазой в смеси является MAX-фаза Ti_2AlN, в то время как в корундовом контейнере происходит намол оксида алюминия Al_2O_3, который становится основной фазой.

Механизм фазообразования существенно отличается в зависимости от наличия фазы Al_2O_3 в составе смеси. При спекании смеси, измельченной в циркониевом контейнере и содержащей в качестве основной фазы Ti_2AlN, с добавкой 1 % мас. С при температуре 1200 °С и продолжительности

1. Микротвердость полученных материалов

Режим спекания		Микротвердость, ГПа
Температура, °С	Время, ч	
1300	1	1,3 (0,7...2,5)*
	2	1,2 (0,8...2,5)
1400	1	1,1 (1,0...1,3)
	2	1,3 (1,0...1,7), отдельные зоны 2,4 ГПа

* Приведены среднее значение и разброс значений микротвердости.

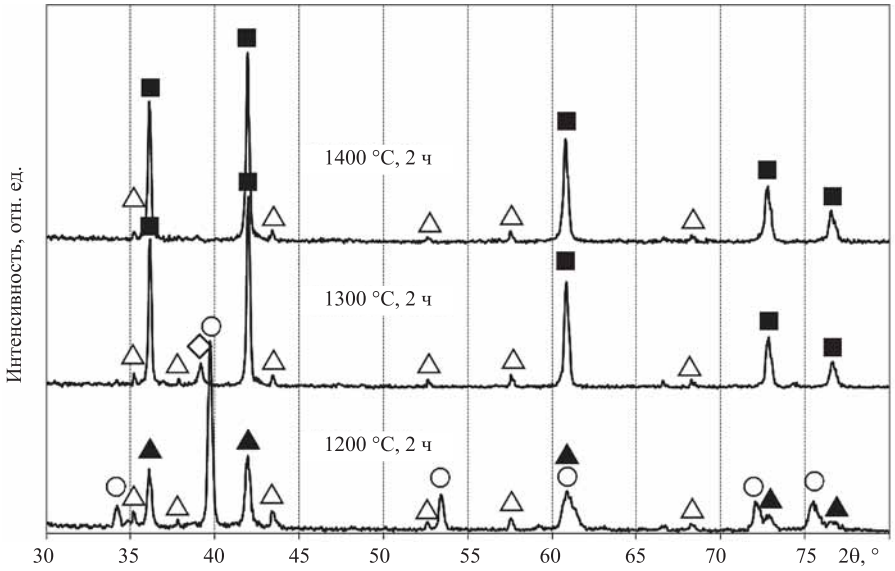


Рис. 4. Дифрактограммы спеченных образцов с избытком углерода 20 %:
○ — Ti_2AlN; △ — Al_2O_3; ▲ — TiC; ■ — $TiC_{0,7}N_{0,3}$; ◇ — Ti_3AlC_2

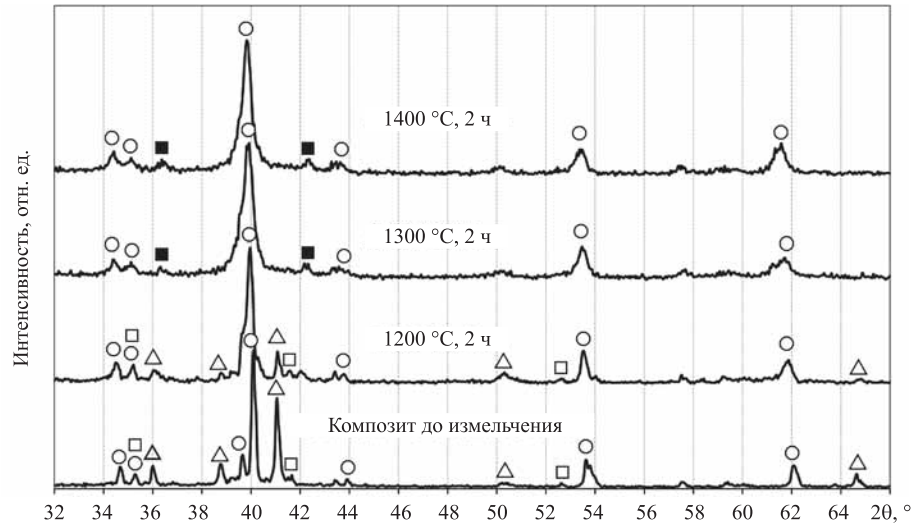


Рис. 5. Дифрактограммы композита с добавкой 1 % мас. С, измельченного в циркониевом контейнере и спеченных из него материалов:
○ — Ti_2AlN; △ — Ti_3Al; ■ — Ti (C, N); □ — Al_2O_3

спекания 2 ч определены интерметаллидная фаза Ti_3Al в виде мелких включений в матрице металлических частиц (Ti_2AlN) и оксид Al_2O_3. Оба типа включений равномерно распределены в материале. Образцы однородные, пористые.

Увеличение температуры спекания до 1300 °С приводит к формированию двухфазного материала, содержащего Ti_2AlN (основная фаза) и незначительное количество Ti(C, N) (рис. 5).

Металлографический анализ показал, что материал содержит поры в количестве 25 % от площади шлифа. После травления образцов материала (рис. 6) выявлена зернистая микроструктура, основная фаза Ti_2AlN представлена октаэдрическими зернами размером 0,5...2,11 мкм (среднее значение 1,3 мкм).

Фаза Ti(C, N) выявлена в виде отдельных зерен размером 1,3...3,55 мкм (среднее значение 2,3 мкм) или их скоплений и равномерно распределена по сечению образца в количестве 20 % от площади шлифа.

Дальнейшее повышение температуры спекания до 1400 °С не приводит к изменению фазового состава, однако уменьшается количество пор до 10 % от площади шлифа. Образования фазы TiC не происходило.

Микротвердость отдельных фаз полученных материалов приведена в табл. 2.

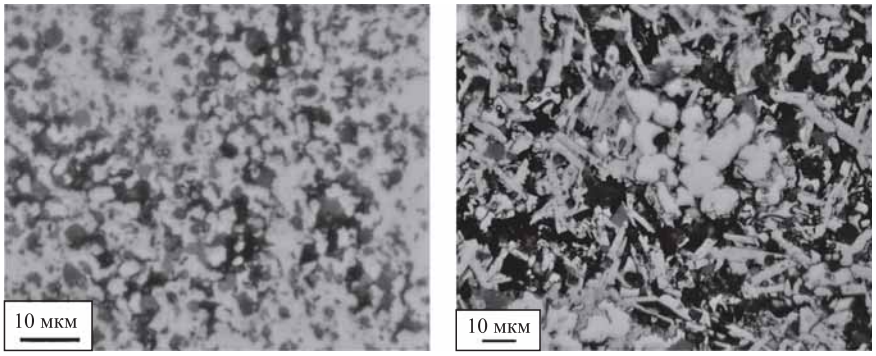
2. Микротвердость материалов, полученных из смеси с добавкой 1 % С

Режим спекания		Микротвердость, ГПа	
Температура, °С	Время, ч	Ti_2AlN	Ti(C, N)
1200	2	0,48 (0,3...0,6)*	—
1300		1,2 (0,9...1,8)	4,0 (2,5...5,7)
1400		1,2 (0,9...1,6)	4,9 (3,0...8,2)

* Приведены среднее значение и разброс значений микротвердости.

Установлено, что рост микротвердости карбонитридной фазы Ti(C, N) с увеличением температуры спекания связан с повышением доли углеродной компоненты. Микротвердость матрицы материала стабильна и не зависит от температуры спекания.

В фазовом составе образцов, полученных при температуре спекания 1100 °С, 2 ч, в корундовом контейнере и содержащих в качестве основной фазы оксид алюминия, также идентифицированы MAX-фаза Ti_2AlN и интерметаллид Ti_3Al. При температуре спекания 1200 °С происходит уменьшение интенсивности рефлексов фазы Ti_3Al до минимума и возникают пики, соответствующие карбиду титана.



а) *б)*

Рис. 6. Микроструктуры материала с добавкой 1 % мас. С, спеченного при:
а — 1300 °С, 2 ч; *б* — 1400 °С, 2 ч

Материал, полученный при температуре спекания 1300 °С, 1 ч, состоит из трех фаз $Ti_2AlN \rightarrow (Ti_xN_y)$; Al_2O_3; TiC, при этом фаза Ti_2AlN постепенно переходит в фазу состава Ti_xN_y, где $x \gg y$ и при увеличении продолжительности спекания до 2 ч практически полностью исчезает. Материал состоит только из Al_2O_3 и TiC. По-видимому, алюминий, содержащийся в MAX-фазе, с повышением температуры переходит в оксидную фазу.

Дальнейшее изменение условий спекания не приводит к изменению фазового состава, однако отмечается постепенное увеличение фазы TiC.

Выводы

1. Показано использование титановых отходов (титановая стружка, отходы интерметаллидных сплавов) для получения композиционных материалов на основе интерметаллидов титана, содержащих различные MAX-фазы.

2. Исследовано влияние режимов спекания на процессы фазо- и структурообразования металлокерамического материала с использованием титановой стружки, состав и свойства образующегося материала. При температуре 1300 °С образуется материал с минимальной пористостью, содержащий карбидоалюминид титана Ti_3AlC_2, а также в виде включений карбонитрид титана $TiC_{0,7}N_{0,3}$ со средним размером 0,7 мкм. При увеличении температуры спекания до 1400 °С количество включений максимально. Добавка избытка углерода (20 % мас.) приводит к уменьшению содержания оксида алюминия в образующихся материалах и появлению фазы TiC.

3. Выявлена зависимость структуры интерметаллидных сплавов, полученных из компактных отходов интерметаллидных сплавов, от содержания основной и упрочняющей фазы в смеси. При спекании порошковой смеси после размола в циркониевом контейнере образуется двухфазный материал, содержащий Ti_2AlN (основная фаза) и Ti(C, N). Рост микротвердости карбидонитридной фазы при увеличении температуры спекания связан с приближением состава этой фазы к стехиометрическому карбиду (с повышением количества углерода в фазе Ti(C, N). При спекании смеси, полученной после размола в корундовом контейнере, образуется двухфазный материал, содержащий основную фазу Al_2O_3, и фазу TiC, постепенно увеличивающуюся при повышении температуры спекания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Sinqle** — crystal Ti_2AlN thin films / T. Joelsson, A. Horlinq, J. Birch, L. Hultman // Applied Physics Letters. 2005. Vol. 86 (11). P. 101—113.

2. **Hendaoui A., Andasmas M., Amara A. et al.** SHS of High-Purity MAX Compounds in the Ti—Al—C System // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 2008. Vol. 17. N. 2. P. 129—135.

3. **Raghavan V.** Al—N—Ti (Aluminum — Nitrogen — Titanium) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2006. Vol. 27. N. 2. P. 159—162.

4. **Spencer C.B.** Fiber_Reinforced Ti_3SiC_2 and Ti_2AlC MAX Phase Composites: a Thesis of Master of Science in Materials Science and Engineering. Drexel University. 2010. 92 p.

5. **Titanium** and titanium alloys. Fundamental and application. Ed. by Leyens C., Peters M. Wiley-VCH. Germany. 2003. 51 p.

6. **Naguib M., Mashtalir O., Carle J. et al.** Two-Dimensional Transition Metal Carbides // Acsnano. 2012. Vol. 6. N. 2. P. 1322—1331.

7. **Barsoum M.W., Ali M., El-Raghy T.** Processing and characterization of Ti_2AlC, Ti_2AlN, and $Ti_2AlC_{0,5}N_{0,5}$ // Metallurgical and materials transactions A. 2000. Vol. 31 (7). P. 1857—1865.

8. **Получение** карбидов и карбонитридов титана из отходов интерметаллидных сплавов / Т.Б. Ершова, Н.М. Власова, М.А. Теслина, И.А. Астапов // Химическая технология. 2016. № 1. С. 23—27.

9. **Radovic M., Barsoum M.W.** MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics // American Ceramic Society Bulletin. 2013. Vol. 92. N. 3. P. 20—27.

10. **Математическая** модель растворения частиц углерода в титане при воздействии концентрированных потоков энергии / В.Д. Сарычев, Б.Б. Хаимзон, В.Е. Громов, Н.А. Соскова // Титан. 2012. № 1. С. 4—8.

11. **Ghosh N., Harimkar S.P.** Consolidation and synthesis of MAX phases by Spark Plasma Sintering (SPS): a review // Woodhead Publishing Limited. 2012. P. 47—80.

Мария Александровна Теслина, канд. техн. наук;
Нурия Мунавировна Власова, канд. техн. наук,
vlasova64@yandex.ru;
Татьяна Борисовна Ершова, д-р техн. наук;
Иван Александрович Астапов, канд. физ.-мат. наук

УДК 621.771.22

А.А. Уманский, Е.В. Протопопов, М.В. Темлянцев, В.И. Базайкин, А.Г. Никитин
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Численное моделирование теплового состояния крупнотоннажных слитков в процессе кристаллизации и нагрева

Разработана математическая модель теплового состояния слитков в процессе кристаллизации и последующего нагрева под деформацию, отличительной особенностью которой является замена пространственных переменных дифференциального уравнения теплопроводности новыми переменными, преобразующими область неправильной формы к единичному прямоугольнику. С использованием разработанной методики проведено численное моделирование динамики температурных полей в крупнотоннажных промышленных слитках производства АО "ЕВРАЗ ЗСМК" (г. Новокузнецк) при транспортировке и нагреве под прокатку, на основании которого показана возможность снижения продолжительности нагрева слитков относительно существующих нормативов для слитков горячего посада.

Ключевые слова: математическое моделирование; слитки; кристаллизация; нагрев; температурные поля; теплосодержание.

Mathematical model of the thermal state of ingots in the process of crystallization and subsequent heating under deformation is developed, the distinctive feature of which is the replacement of the spatial variables of the differential heat equation by new variables that transform the region of irregular shape to single rectangle. Using the developed technique, numerical simulation of the dynamics of temperature fields in large-capacity industrial ingots produced by JSC "EVRAZ ZSMK" (Novokuznetsk) during transportation and heating for rolling, based on which the possibility of reducing the duration of heating of ingots in relation to the existing standards for ingots of hot plantation is shown.

Keywords: mathematical modeling; ingots; crystallization; heating; temperature fields; heat content.

Задача по определению фактического теплового состояния крупнотоннажных слитков в процессе их транспортировки из сталеплавильных цехов и последующего нагрева под деформацию (прокатка, ковка) является сложной в силу того, что теплообменные процессы протекают в многокомпонентной, изменяющей по ходу затвердевания слитков свой состав, тепловые и геометрические характеристики, системе.

Разработка и совершенствование режимов нагрева слитков под последующую деформацию требуют точной информации о динамике температурного состояния слитков, поскольку недостаточно точная оценка теплосодержания слитков в момент посада в нагревательные колодцы может привести либо к избыточному увеличению времени нагрева слитков [1—5], ухудшая технико-экономические показатели производства (увеличивается расход топлива на нагрев, возрастают потери металла в виде угара и окалины), либо к выдаче под обработку давлением непрогретых слитков при недостаточном времени нагрева [6—9].

Широкое распространение на практике в настоящее время получили методики численного моделирования тепловых процессов, наиболее распространенными из которых являются [10—12]: метод конечных разностей, метод элементарных тепловых балансов и метод конечных элементов.

Эффективность метода конечных разностей подтверждена множеством исследований, однако существенным недостатком данной методики является значительная погрешность при расчетах для тел сложной формы, что обусловлено использованием при моделировании прямоугольных сеток.

Использование метода элементарных тепловых балансов позволяет достаточно точно аппроксимировать граничные условия на поверхностях конусообразных тел за счет применения трапецеидальных сеток, но при этом возникают значительные погрешности в аппроксимации дифференциального уравнения теплопроводности.

Метод конечных элементов, изначально созданный для решения стационарных уравнений упругости, более эффективен для моделирования процессов в системах сложной геометрической формы по сравнению с методом конечных разностей. Однако к его недостатку можно отнести повышенную сложность, обусловленную использованием аппарата функционального анализа и матричной алгебры.

С учетом приведенных выше недостатков методик численного моделирования процессов кристаллизации отливок разработана методика оценки теплового состояния слитка [13].

Сущность методики заключается в замене пространственных переменных дифференциального уравнения теплопроводности новыми переменными, преобразующими область неправильной формы к единичному прямоугольнику. Такой подход позволяет, с одной стороны, избежать возникновения характерной для методов конечных разностей значительной погрешности при исследовании тел сложной формы, а с другой — является гораздо менее сложным по отношению к методу конечных элементов.

Основные уравнения математической модели сформулированы для уширенного кверху слитка спокойной стали с прибыльной надставкой. Уширенные книзу слитки полуспокойных и кипящих сталей, разлитые в сквозные изложницы, являются частным случаем полученных для спокойного слитка уравнений. Таким образом, модель можно считать универсальной для слитков любых марок сталей.

Тепловой процесс затвердевания слитка в изложнице рассмотрен как двумерная нестационарная осесимметричная задача теплопроводности. Направление осей координат показано на рис. 1, *а*.

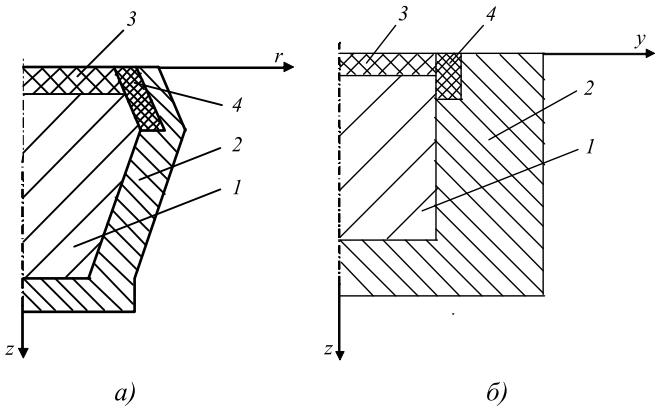


Рис. 1. Общий вид расчетной области до (*а*) и после (*б*) преобразования к правильной форме:
1 — слиток; *2* — изложница; *3* — плита; *4* — утеплитель

При проведении численного моделирования учтено, что:

1) внутренняя поверхность изложницы покрыта слоем краски;

2) с течением времени между изложницей и слитком образуется газовый зазор переменной толщины.

В первоначальных координатах система дифференциальных уравнений теплопроводности, описывающих температурные поля в слитке, изложнице, плите и утеплителе, имеет вид

$$C_V^{(L)}\left(t^{(L)}\right)\frac{\partial t^{(L)}}{\partial \tau}=\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda^{(L)}\left(t^{(L)}\right)\frac{\partial t^{(L)}}{\partial z}\right)+ \\ +\frac{1}{r^{\nu}}\frac{\partial}{\partial z}\left(r^{\nu}\left(\lambda^{(L)}\right)\left(t^{(L)}\right)\frac{\partial t^{(L)}}{\partial z}\right), \quad (1)$$

где $C_V^{(L)}$ — объемные теплоемкости, Дж/(м^3·К);

L = 1, 2, 3, 4 — для слитка, изложницы, плиты и утеплителя соответственно;

$t(z, r, \tau)$ — текущая температура, °С;

τ — время процесса;

$\lambda^{(L)}$ — коэффициенты теплопроводности соответствующих материалов, Вт/(м·К);

ν — фактор формы (ν = 0 для декартовой системы координат и ν = 1 — для цилиндрической системы координат).

В уравнении (1) под $C_V^{(L)}\left(t^{(L)}\right)$ понимается эффективная теплоемкость, учитывающая выделение скрытой теплоты затвердевания в интервале температур между солидусом t_S и ликвидусом t_L:

$$C_{\text{эф}}^{(L)} = \begin{cases} C_{\text{т}},\ t < t_S \\ C_{\text{д.з}},\ t_S \leqslant t \leqslant t_L, \\ C_{\text{ж}},\ t > t_L \end{cases} \quad (2)$$

где $C_{\text{т}}$, $C_{\text{ж}}$ — теплоемкости металла в твердом и жидком состоянии;

$C_{\text{д.з}}$ — теплоемкость двухфазной зоны,

$$C_{\text{д.з}} = C_{\text{т}} + m\left(t_L - t_S\right)^{m-1} \times \\ \times\left(L_{\text{м}} + \frac{\left(C_{\text{ж}} - C_{\text{т}}\right)\left(t_L - t_S\right)}{2}\right)\left(\frac{1}{\left(t_L - t_S\right)^m}\right), \quad (3)$$

где m — показатель, зависящий от содержания углерода в стали ($m \geqslant 1$);

$L_{\text{м}}$ — теплота затвердевания металла.

Для определения температурного поля исследуемой области к дифференциальному уравнению теплопроводности применяют начальные и граничные условия.

Для определения начальных условий приняты следующие гипотезы:

1) изложница заполняется металлом мгновенно;

2) в момент заливки температура в слитке, изложнице, плите и утеплителе распределена равномерно.

Начальные условия в результате примут вид:

$$t_1(r,\ z,\ 0) = t_0^{(1)};\ \ t_2(r,\ z,\ 0) = t_0^{(2)}; \\ t_3(r,\ z,\ 0) = t_0^{(3)};\ \ t_4(r,\ z,\ 0) = t_0^{(4)}. \quad (4)$$

Для определения граничных условий предположено, что:

1) охлаждение изложницы с внешней стороны происходит в среде с постоянной вдали от поверхности температурой;

2) теплообмен осуществляется радиационно-конвективным способом.

Граничные условия на внешних поверхностях:

$$-\lambda^{(L)}\frac{\partial t^{(L)}}{\partial \vec{n}} = q^{L-\text{c}} = \alpha_\Sigma\left(t_{\text{п}}^{(L)} - t_{\text{c}}\right), \quad (5)$$

где $q^{L-\text{c}}$ — тепловой поток от L-го тела в среду, Вт/м^2;

$\vec{n}$ — нормаль к соответствующей поверхности;

$t_{\text{п}}^{(L)}$ и t_{c} — температура поверхности L-го тела и среды;

α_Σ — суммарный коэффициент теплообмена, Вт/(м^2·К),

$$\alpha_\Sigma = \alpha_{\text{к}} + \alpha_{\text{изл}} = \alpha_{\text{к}} + \sigma\left(T^2 - T_{\text{c}}^2\right)\left(T + T_{\text{c}}\right), \quad (6)$$

где $\alpha_{\text{к}}$ — коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м^2·К);

σ — коэффициент излучения, Вт/(м^2·К^4);

T_{c} — температура среды, К.

Уравнения для мест контакта двух тел (сред) в обобщенном виде:

$$-\lambda^{(n)}\frac{\partial t^{(n)}}{\partial \vec{n}} = -\lambda^{(m)}\frac{\partial t^{(m)}}{\partial \vec{n}} = \frac{\left(t^{(n)} - t^{(m)}\right)}{R_{T_\Sigma}^{m-n}} = q^{m-n}, \quad (7)$$

где $R_{T_\Sigma}^{m-n}$ — суммарное термическое сопротивление тел (сред) m и n, (м^2·К)/Вт.

Граничные условия для контакта слитка и изложницы:

$$-\lambda^{(1)}\frac{\partial t^{(1)}}{\partial \vec{n}} = -\lambda^{(2)}\frac{\partial t^{(2)}}{\partial \vec{n}} = \frac{\left(t^{(1)} - t^{(2)}\right)}{R_{T_\Sigma}^{1-2}}, \quad (8)$$

где $R_{T_\Sigma}^{1-2}$ — суммарное термическое сопротивление, (м^2·К)/Вт.

Граничные условия для слитка после снятия изложницы:

$$\frac{\partial t^{(1)}}{\partial \vec{n}} = \alpha_\Sigma\left(t_{\text{п}}^{(1)} - t_{\text{c}}\right) = q_{1-\text{c}}. \quad (9)$$

Нагрев слитков в нагревательных колодцах условно подразделен на два периода:

1) период с постоянной тепловой мощностью;

2) период с постоянной температурой нагревающей среды.

Для первого периода нагрева граничное условие примет вид:

$$q_{1-c} = \frac{1}{\left(1 + \text{Bi}_{\text{ок}}\right)}\left\{\alpha_P(\tau)\left[t_{\text{р}} - t_{\text{п}}(\tau)\right] + q_{\text{ок}}(\tau)\right\}, \quad (10)$$

где $\text{Bi}_{\text{ок}}$ — критерий Био, рассчитанный по параметрам окалины;

$\alpha_{\text{р}}$ — расчетный коэффициент теплоотдачи;

$t_{\text{р}}$ — температура источника тепла;

$q_{\text{ок}}$ — тепловой поток окисления, Вт/м^2.

Для второго периода нагрева (при постоянной температуре) граничное условие примет вид:

$$q_{1-\text{с}} = \frac{1}{(1+\text{Bi}_{\text{ок}})}\left\{\alpha_{\Sigma}\left(t_{\text{печ.к}} - t_{\text{п}}^{(1)}\right) + q(\tau)\right\}, \quad (11)$$

где $t_{\text{печ.к}}$ — контрольная температура печи, °С.

При переходе к прямоугольной области (рис. 1, *б*) проведена замена радиальной и осевой переменных:

$$y = \psi(z)r + F(z); \;\; x = z\varphi(r). \quad (12)$$

В результате дифференциальное уравнение теплопроводности преобразуется к виду:

$$C_V(t)\frac{\partial t(z,\, y,\, \tau)}{\partial \tau} = \Lambda_z(t) + \Lambda_{zy}(t) + \Lambda_y(t), \quad (13)$$

где $\Lambda_z(t)$, $\Lambda_{zy}(t)$, $\Lambda_y(t)$ — осевой, смешанный и радиальный дифференциальные операторы соответственно.

Начальное условие в новых переменных:

$$t^{(L)}\left(z,\, \frac{y - F(z)}{\psi(z)}, 0\right) = t^{(L)}(z,\, y). \quad (14)$$

Обобщенное уравнение в местах контакта в новых переменных преобразуется следующим образом:

$$-\lambda^{(n)}\left(\vartheta_{\text{к}_\Gamma}\frac{\partial t^{(n)}}{\partial z} + w_{\text{к}_\Gamma}\frac{\partial t^{(n)}}{\partial y}\right) = \\ = -\lambda^{(m)}\left(\vartheta_{\text{к}_\Gamma}\frac{\partial t^{(n)}}{\partial z} + w_{\text{к}_\Gamma}\frac{\partial t^{(n)}}{\partial y}\right) = q^{m-n}, \quad (15)$$

где $w_{\text{к}_\Gamma} = \psi(z)\cos\beta_{\text{к}_\Gamma} + \rho_1\alpha_{\text{к}_\Gamma}$;

$\vartheta_{\text{к}_\Gamma} = \cos\alpha_{\text{к}_\Gamma} = \cos(\vec{n},\, z)$;

$\beta_{\text{к}_\Gamma}, \alpha_{\text{к}_\Gamma}$ — угол между нормалью и осью *or* и *oz* (в старой системе координат) соответственно;

$$\rho_1 = \frac{\partial y}{\partial z}.$$

С использованием разработанной математической модели проведено исследование динамики изменения температуры различных слоев промышленных крупнотоннажных (массой 11,5 т) слитков производства АО "ЕВРАЗ ЗСМК", разливаемых в уширенные книзу изложницы.

Нормативы времени охлаждения слитков кипящих и полуспокойных сталей при транспортировке из кислородно-конвертерного цеха

Наименование операции	Продолжительность операции
Время выдержки от конца разливки до снятия изложниц	50 мин
Время на раздевание слитка	Не более 10 мин
Время охлаждения слитков в изложнице	От 50 мин до 1 ч
Время от конца раздевания слитка до поступления на нагревательные колодцы	Не более 15 мин
Время посадки слитков в колодцы	15 мин
Время охлаждения слитков на воздухе	От 15 до 30 мин
Общее время охлаждения слитков	От 1 ч 05 мин до 1 ч 30 мин

Продолжительность периодов охлаждения и нагрева слитков принята в соответствии с действующими на предприятии нормативами (см. таблицу).

Моделирование проведено для режимов охлаждения, соответствующих минимальному и максимальному нормативным значениям: 1) время охлаждения слитка в изложнице 50 мин, время охлаждения слитка на воздухе 15 мин, общее время охлаждения слитка 1 ч 05 мин; 2) время охлаждения слитка в изложнице 1 ч, время охлаждения слитка на воздухе 30 мин, общее время охлаждения слитка 1 ч 30 мин.

Рассмотрены динамика изменения температуры в четырех точках, соответствующих осевому и поверхностному слоям слитка в тепловом центре (58 % от донной части) и самом холодном месте слитка (10 % от донной части).

Полученные результаты (рис. 2, *а*) свидетельствуют, что при минимальном времени охлаждения слитка (1 ч 05 мин) конец кристаллизации происходит через 2 ч 30 мин после окончания разливки, т.е. через 1 ч

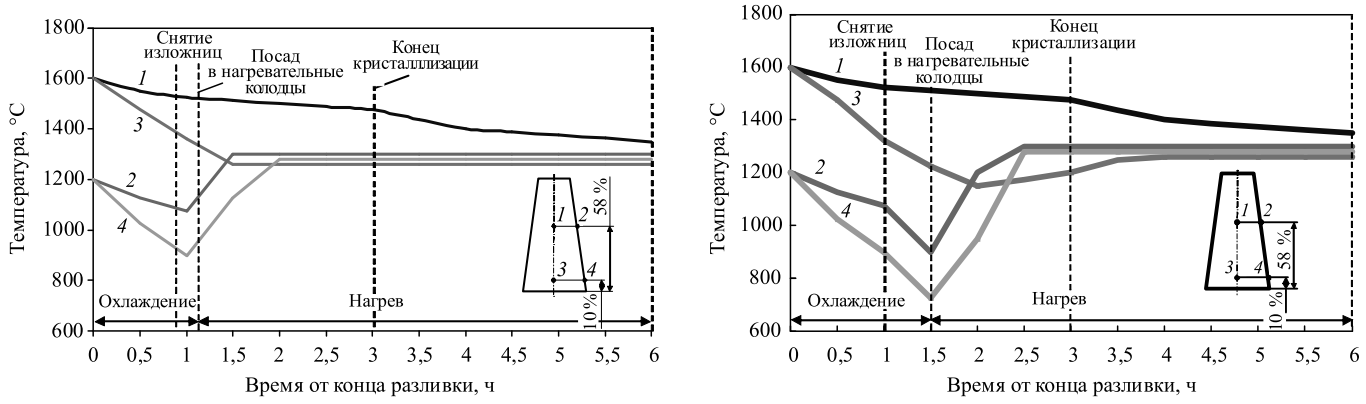


Рис. 2. Динамика изменения температуры различных зон слитка при минимальном (*а*) и максимальном (*б*) времени охлаждения согласно нормативам АО "ЕВРАЗ ЗСМК"

25 мин после начала нагрева. При этом наиболее холодные слои слитка нагреваются до температуры прокатки через 3 ч 30 мин после окончания разливки, что соответствует 2 ч 05 мин с момента посада в нагревательные колодцы.

Для максимального времени охлаждения слитков (1 ч 30 мин) конец кристаллизации слитка происходит через 3 ч после окончания разливки (рис. 2, *б*), т.е. через 1 ч 30 мин после начала нагрева. При этом наиболее холодные слои слитка нагреваются до температуры прокатки через 4 ч после окончания разливки, что соответствует 2 ч 30 мин с момента посада в нагревательные колодцы.

Таким образом, продолжительность нагрева слитков 2 ч 05 мин...2 ч 30 мин обеспечивает достаточный для их дальнейшей деформации нагрев и при этом позволяет избежать выдачи в прокатку слитков с жидкой фазой.

Согласно существующим нормативам для слитков горячего посада (см. таблицу) для приведенных случаев необходимая продолжительность нагрева составляет 5 ч 10 мин и 5 ч 15 мин, что на 3 ч 05 мин и 2 ч 45 мин соответственно выше полученных расчетным путем значений.

Данный факт свидетельствует о том, что при разработке нормативов продолжительности нагрева не было учтено избыточное теплосодержание слитков со значительным объемом жидкой фазы (слитков с "жидкой" сердцевиной). Рекомендуемая на основании расчетных данных продолжительность нагрева слитков может быть скорректирована в сторону увеличения в связи с дополнительным воздействием таких неучтенных при моделировании факторов, как: теплотехническое состояние ячейки нагревательных колодцев, охлаждающее воздействие неплотно установленных поддонов.

Заключение. На основании теоретических исследований теплового состояния промышленных слитков АО "ЕВРАЗ ЗСМК" в процессе охлаждения и нагрева под прокатку показана целесообразность уменьшения длительности нагрева слитков относительно существующих нормативов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Производство** проката из слитков с жидкой сердцевиной / В.С. Бойко и др. // Сталь. 2001. № 7. С. 43—45.

2. **Новые** режимы нагрева слитков для прямой транзитной прокатки на комплексе слябинг — стан 1680 / В.Т. Тилик и др. // Сталь. 2003. № 10. С. 29—31.

3. **Использование** слитков с повышенным теплосодержанием для производства слябов / И.С. Кузнецов и др. // Сталь. 2004. № 5. С. 55.

4. **Разработка** оптимальной технологии нагрева слитков кипящих сталей / И.С. Кузнецов, А.Е. Прахов, В.А. Антонов, А.А. Уманский // Сталь. 2006. № 3. С. 46—47.

5. **Уманский А.А., Соколов В.В., Чернышева Н.А.** Формирование физической и химической неоднородности в слитках качественной кипящей стали при различных условиях кристаллизации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 11—15.

6. **Тумко А.Н., Ревякин С.В., Тарновская Н.М.** Исследование влияния температуры слитков при посадке в нагревательные колодцы на качество поверхности // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2001. № 2. С. 48—50.

7. **Влияние** технологических факторов прокатного производства на дефектность заготовок сортамента обжимных цехов комбината "Криворожсталь" / В.Г. Писаренко и др. // Производство проката. 2004. № 10. С. 27—32.

8. **Шлейнинг Л.И., Савиных Н.Г., Беляев Л.И.** Влияние температуры посада слитков в нагревательные колодцы на качество поверхности проката // Черная металлургия: бюл. 1993. № 3. С. 29—30.

9. **Кадыков В.Н., Уманский А.А., Протопопов Е.В.** Формирование качества стальных заготовок. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2012. 220 с.

10. **Егоров В.И.** Применение ЭВМ для решения задач теплопроводности. СПб.: СПб ГУ ИТМО, 2006. 77 с.

11. **Цирельман Н.М.** Теория и прикладные задачи тепломассопереноса. Часть 1. Уфа: УГАТУ, 2002. 113 с.

12. **Румянцев А.В.** Метод конечных элементов в задачах теплопроводности. Калининград: Калининградский гос. ун-т, 1995. 170 с.

13. **Уманский А.А.** Разработка и применение методик моделирования тепловых процессов в слитках при кристаллизации и нагреве // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 1. URL: http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=12148 (дата обращения: 02.03.2016).

Александр Александрович Уманский, канд. техн. наук,
umanskii@bk.ru;
Евгений Валентинович Протопопов, д-р техн. наук;
Михаил Викторович Темлянцев, д-р техн. наук;
Владимир Ильич Базайкин, д-р техн. наук;
Александр Григорьевич Никитин, д-р техн. наук

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.7

А.С. Калинин, М.А. Сережкин, В.В. Ступников
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Модернизация кривошипно-шатунного пресса К2324 для учебной лаборатории МГТУ им. Н.Э. Баумана

Рассмотрен вариант модернизации кривошипно-шатунного пресса К2324, применяемого в учебно-демонстрационных целях в лаборатории обработки давлением кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана для проведения обучения по программам бакалавриата и специалитета.

Ключевые слова: кривошипно-шатунный пресс; модернизация; пневмосистема.

The modernization of the crank press K2324, which is used in teaching and demonstration purposes in the laboratory of the Department "Technologies of Materials Processing" of Bauman Moscow State Technical University for teaching in undergraduate and specialist program is considered.

Keywords: crank press; modernization; pneumatic system.

Кривошипные прессы широко распространены в современном машиностроении. В некоторых отраслях промышленности число деталей, изготовляемых листовой штамповкой на кривошипных прессах, превышает 50 %.

В статье рассмотрен кривошипно-шатунный пресс К2324. Кинематическая схема пресса К2324 приведена на рис. 1.

Техническая характеристика кривошипно-шатунного пресса К2324

Номинальная сила пресса, кН	250
Ход ползуна регулируемый, мм	80
Мощность двигателя главного движения, кВт	3,2
Максимальное расстояние между столом и ползуном в нижнем положении при максимальном ходе, мм	300
Размеры стола, мм:	
ширина	460
длина	630
Габаритные размеры, мм:	
длина	1205
ширина	1170
высота	2450
Масса, кг	2500
Частота рабочего хода, ход/мин	80

Привод от электродвигателя к исполнительному механизму состоит из клиноременной (от двигателя к маховику) передачи и управляемой муфты. Фиксацию ведомой части привода и исполнительного механизма в заданном положении (крайнее верхнее нерабочее положение ползуна) осуществляют тормозом. Своевременное включение и выключение муфты и тормоза осуществляют системой управления. Узел управления состоит из электрических, механических и пневматических механизмов, обеспечивающих своевременное срабатывание муфты или тормоза, а также соответствующее блокирование.

В пневмосистему пресса с помощью компрессора подают воздух под давлением 0,4...0,6 МПа (4...6 атм). Вследствие износа элементов пневматической системы возникают утечки, в результате чего давление в системе падает, и пресс может работать неправильно. Для поддержания давления компрессор должен постоянно работать. При этом уровень шума превышает установленные в СНиП 23-03—2003 нормы для учебных помещений (см. таблицу).

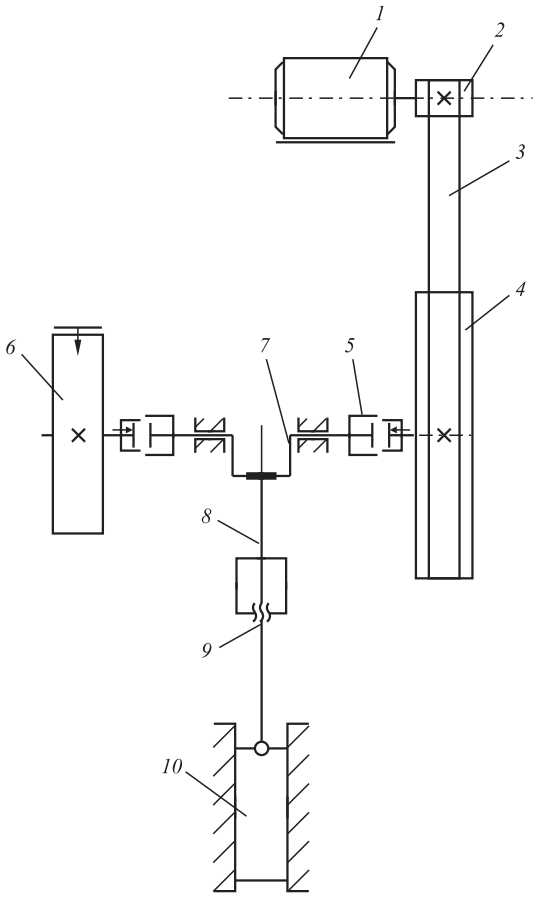


Рис. 1. Кинематическая схема кривошипно-шатунного пресса К2324:

1 — электродвигатель; *2* — шкив; *3* — ременная передача; *4* — маховик; *5* — муфта управляемая фрикционная; *6* — ленточный тормоз; *7* — эксцентриковый вал; *8* — шатун; *9* — регулировочный винт расстояния между столом и ползуном; *10* — ползун

Таким образом, является целесообразной модернизация пневмосистемы пресса для возможности дальнейшей его эксплуатации в учебном помещении.

При модернизации пресса на выходе из компрессора был установлен газовый редуктор. Создав в ресивере компрессора объемом

Рис. 2. Новый электромагнитный клапан

50 л давление 1 МПа (10 атм), можно обеспечить питание пресса в течение всего занятия (т.е. выполнить 50...75 ходов пресса) без дополнительной подкачки воздуха.

Также был заменен старый электромагнитный клапан, в котором установлена утечка давления, что позволило стабилизировать работу пневмосистемы пресса. Технические характеристики клапана следующие: управляющее напряжение 220 В; мощность 8 Вт; условный проход DN 20; максимальное давление 1 МПа (10 бар); присоединительная резьба G3/4; температура эксплуатации от −10 до 80 °С.

Новый электромагнитный клапан показан на рис. 2.

Эти действия позволили работать на прессе при выключенном компрессоре и снизить уровень шума в лаборатории в соответствии с требованиями СНиП 23-03—2003 (см. таблицу).

В связи с заменой устаревшего электромагнитного клапана, работавшего на напряжении 380 В, на новый, работающий на напряжении 220 В, был установлен понижающий транс-

Уровень звука в лаборатории до и после модернизации пресса

Расстояние до пресса, м	Уровень звука, дБ			
	при выключенном прессе	при включенном прессе		максимально допустимый по СНИП 23-03—2003
		до модернизации	после модернизации	
1	40	87	60	55
2		81	52	
3		79	50	

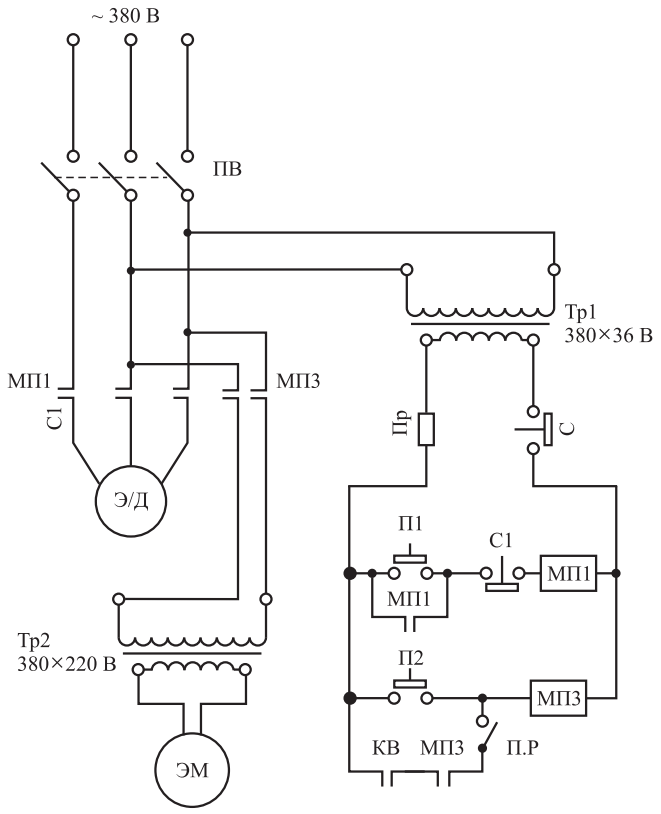


Рис. 3. Схема электрическая принципиальная кривошипно-шатунного пресса К2324:

ПВ — пакетный выключатель; Тр1, Тр2 — трансформаторы; Пр — предохранитель; МП1, МП3 — магнитные пускатели; П.Р. — переключение режимов; П1 — пуск электродвигателя; П2 — рабочий ход; С — общее отключение; С1 — стоп электродвигателя; Э/Д — электродвигатель; ЭМ — электромагнит; КВ — конечный выключатель

форматор. Соответствующие изменения были внесены в электрическую схему, приведенную на рис. 3.

Для более эффективного освоения учебной программы была выполнена светодиодная подсветка штампового пространства пресса и кривошипно-шатунного механизма. Подсветка осуществляется с использованием безопасного для здоровья человека напряжения 5 В, что удовлетворяет требованиям электробезопасности по ГОСТ 12.1.038—82. Крышка станины, закрывающая кривошипно-шатунный механизм, выполнена из прозрачного оргстекла, что позволяет студентам наблюдать за работой кривошипно-шатунного механизма пресса.

Заключение. Модернизация кривошипно-шатунного пресса К2324 позволяет оптимизировать работу его пневматической системы и привести в соответствие с требованиями уровень шума в учебной лаборатории. Объема воздуха в ресивере компрессора (50 л, 1 МПа) хватит для проведения занятия без включения компрессора (50...75 ходов пресса). Для повышения эффективности освоения учебной программы студентами рекомендуется выполнение подсветки рабочей зоны штампа и кривошипно-шатунного механизма, а также использование прозрачной крышки станины пресса.

Полученные после модернизации характеристики пресса удовлетворяют требованиям СНиП 23-03—2003. Это позволяет эксплуатировать его в качестве учебно-демонстрационного оборудования для подготовки студентов по программам бакалавриата и специалитета в условиях, максимально приближенных к производственным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Свистунов В.Е.** Кузнечно-штамповочное оборудование. Кривошипные прессы: учеб. пособие. М.: МГИУ, 2008. 704 с.

2. **Пресс** однокривошипный открытый простого действия К2324. Руководство по эксплуатации.

3. **СНиП 23-03—2003.** Защита от шума. Введ. 2003-06-30.

Арсений Станиславович Калинин;
Михаил Александрович Сережкин,
serezhkin@bmstu.ru;
Вадим Владимирович Ступников

УДК 669.131.6

Р.Н. Зенкин
(ПАО "Косогорский металлургический завод", г. Тула)

Изменение первично-литой микроструктуры высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита с помощью закалки и отпуска

Исследована первично-литая микроструктура высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита, полученная при обработке десульфурирующе-модифицирующим способом и с последующей термической обработкой (закалки и отпуска). В результате термической обработки получена высокодисперсная разновидность перлита — сорбит.

Ключевые слова: высокопрочный чугун; микроструктура; перлит; сорбит; феррит; цементит.

The primary-cast microstructure of spheroidal graphite high-strength cast iron obtained by desulfurizing-modifying treatment and subsequent heat treatment (quenching and tempering) is studied. As the result of heat treatment, fine-grained type of perlite — sorbite is obtained.

Keywords: high-strength cast iron; microstructure; perlite; sorbite; ferrite; cementite.

Для строительства нефтяных и газовых скважин применяют деталь "плашка" (рис. 1), которая является основной частью взрывного пакера, позволяющего осуществить герметизацию трубопровода.

Для изготовления детали "плашка" используют высокопрочный чугун ВЧ60 (ГОСТ 7293—85). Литая структура чугуна не позволяет получить все требуемые прочностные характеристики. Для изменения микроструктуры чугуна применяли термическую обработку — закалку и отпуск: нагрев до температуры 900...1100 °С, выдержка в течение 2 ч, охлаждение в воде, далее нагрев до температуры 600 °С, выдержка 2,5 ч, охлаждение на воздухе. Применение этих операций обеспечивает повышение прочности, вязкости и износостойкости детали.

Высокопрочный чугун получали по способу согласно пат. 2586730 РФ [1]. Формовку осуществляли по песчано-глинистой смеси.

Приготовление смеси происходит в чашечных катковых бегунах периодического действия, которые имеют неподвижную чашу и два гладких вертикальных катка (бегуна). Вертикальные катки (бегуны) перемещаются в чаше по слою загруженного материала (песок, опилки, суспензия на основе огнеупорной глины, возвратная смесь), описывая

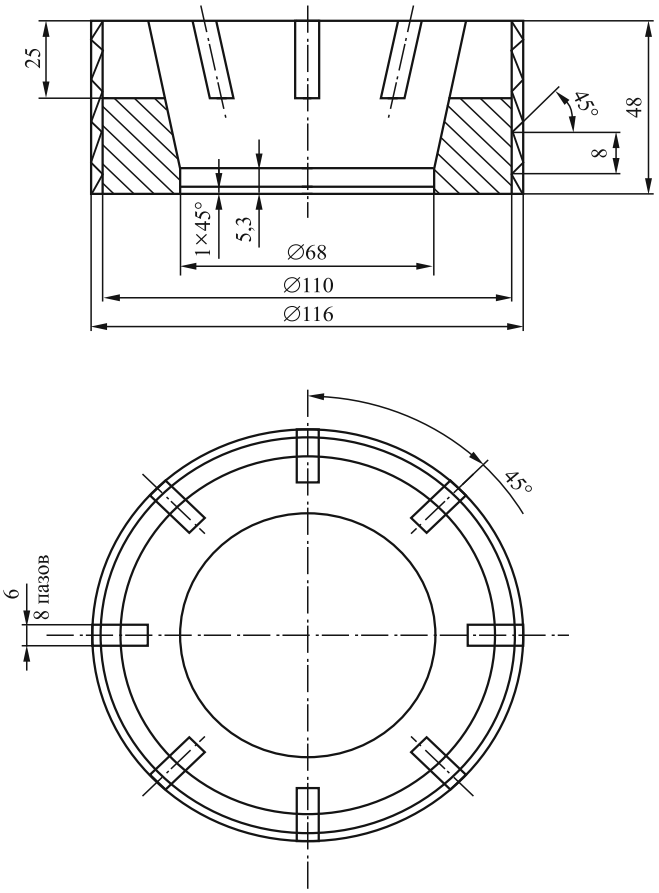
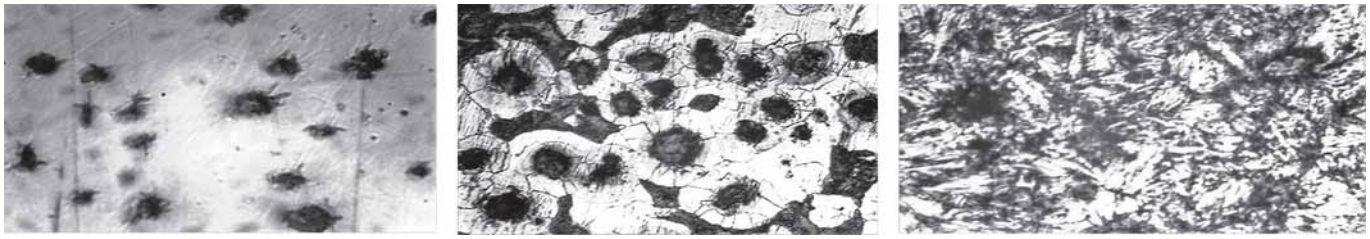


Рис. 1. Эскиз детали "плашка"



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура чугуна ВЧ60 (×500):
а — литая; *б* — литая, после травления; *в* — после закалки и отпуска

окружность. Замешиваемая смесь перемещается под катки (бегуны) с помощью плужков. При движении катков (бегунов) происходит равномерное распределение и перемещение частей смеси. Перемешивание занимает около 5...10 мин, после чего готовая песчано-глинистая смесь выдается через разгрузочное отверстие на дне чаши. Затем ленточным конвейером она подается на участок формовки, после чего набивка форм осуществляется пневматической трамбовкой.

Микроструктуры чугуна ВЧ60 приведены на рис. 2, *а*, *б*: форма включений графита ШГф4 (шаровидная неправильная); диаметр включений ШГд45; распределение включений ШГр1 (равномерное); количество включений ШГ10; металлическая основа П45 (Ф55).

После закалки и отпуска произошло заметное изменение микроструктуры (рис. 2, *в*): образовалась высокодисперсная разновидность перлита — сорбит, представляющая собой эвтектоидную смесь феррита и цементита. Сорбит образуется в результате распада аустенита при температуре 650 °С при охлаждении (так называемый сорбит закалки) и из мартенсита при отпуске (сорбит отпуска).

Механические свойства образцов чугуна ВЧ60, имеющих феррито-перлитную (Ф + П) и сорбитную (С) металлическую основу, приведены в таблице.

Согласно проведенным опытам на отливке "плашка" термическая обработка позволила изменить металлическую структуру до требуемого уровня свойств чугуна: твердость, вязкость и др. Основным критерием для данной детали является относительное удлинение δ, так как в результате взрыва данной детали необходимо обеспечить полную герметизацию трубопровода.

Механические свойства чугуна ВЧ60 до и после термической обработки

Структура	$\sigma_в$, МПа	δ, %, не менее	Твердость, НВ
До термической обработки			
Ф+П	615	3	198
После термической обработки			
С	602	6	245

Нагрев чугуна выше критических температур позволяет формировать аустенитную структуру, насыщать ее углеродом. Охлаждение с повышенной скоростью предотвращает выделение феррита и осуществляет перлитное превращение. Последующий отпуск снимает термические и литейные напряжения, а также обеспечивает формирование сочетания прочности и вязкости высокопрочного чугуна.

Использование десульфурирующе-модифицирующей технологии получения высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита позволяет изменять металлическую основу путем термической обработки, увеличивая номенклатуру выпускаемых деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2586730 РФ, МПК С 21 С 1/00, С 22 С 37/04.** Способ получения высокопрочного чугуна / Р.Н. Зенкин. № 2015110457/02; заявл. 25.03.2015; опубл. 10.06.2016, Бюл. № 16.

Руслан Николаевич Зенкин,
z002en@yandex.ru

Министерство образования и науки РФ
Ассоциация технологов-машиностроителей
Международный союз машиностроителей
Российская академия наук
Волгоградский государственный технический университет

IX Международная научно-техническая конференция

"Инновационные технологии в машиностроении: от проектирования к производству конкурентоспособной продукции (ТМ-2017)"

Волгоград 19—22 сентября 2017 г.

Тематические секции конференции:

1. Проектирование изделий машиностроения
2. Технологии заготовительного производства
3. Технологии механической обработки деталей машин
4. Аддитивные технологии
5. Технологии электро-физико-химических и комбинированных методов обработки
6. Технологии абразивной обработки и производства абразивного инструмента
7. Автоматизированные технологии контроля и сборки машин; управление качеством изделий машиностроения

Сроки предоставления, правила оформления материалов, финансовые условия участия и порядок платежей для участников будут опубликованы на сайте Волгоградского государственного технического университета **http://www.vstu.ru**

Адреса для контактов:
Ученый секретарь конференции
д-р техн. наук Юлий Львович Чигиринский
e-mail: Julio-Tchigirnsky@yandex.ru
тел.: + 7-844-224-84-30; + 7-902-360-41-99

Организационный комитет ВолгГТУ
Волгоградский государственный технический университет
кафедра "Технология машиностроения"
Россия, 400005, Волгоград,
просп. им. Ленина, 28
e-mail: techmash@vstu.ru; тема: "ТМ-2017"
тел.: +7-844-224-84-38

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное 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 22.05.2017. Подписано в печать 06.07.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
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.