ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 2 февраль 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.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
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 агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Раев А.В., Вальтер А.И. Компьютерная модель для исследования газового режима пресс-формы при литье термопластов под давлением 51
Абдуллин М.Р., Быков Ю.А., Жидков А.С., Карпухин С.Д., Сапронов И.Ю., Тепаев С.В. Структура и свойства титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и последующего отжига 54

Кузнечно-штамповочное производство

Шпунькин Н.Ф., Типалин С.А. Малогабаритная профилегибочная машина 62
Лавриненко В.Ю. Расчет сил деформирования при холодной объемной штамповке 67
Крук А.Т., Соков В.И. Определение параметров типовых технологических графиков нагрузки кривошипных горячештамповочных прессов 74

Прокатно-волочильное производство

Бутрим В.Н., Каширцев В.Н., Егоров М.В., Митрошенков А.В. Технология изготовления капиллярных трубок из высокохромистого никелевого сплава 78

Материаловедение и новые материалы

Щеренкова И.С., Гадалов В.Н., Шкатов В.В., Романенко Д.Н. Влияние сверхтвердых частиц на повышение эксплуатационных свойств электрохимических покрытий 84
Крушенко Г.Г. Повышение механических свойств сплава Al–10 % Zn температурной обработкой и наномодифицированием расплава 91

Информация

Кременский И.Г. Современные технологии получения заготовок из изношенных деталей 94

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; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; 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 № 2 February 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.
SUBICH V.N.
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 catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) 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

Raev A.V., Val'ter A.I. Computer model for study of gas mode of mould at injection moulding of thermoplastic materials 51
Abdullin M.R., Bykov Yu.A., Zhidkov A.S., Karpukhin S.D., Sapronov I.Yu., Tepaev S.V. Structure and properties of titanium alloy VT6ch after linear friction welding and subsequent annealing 54

Forging and Stamping Production

Shpun'kin N.F., Tipalin S.A. Compact roll forming machine 62
Lavrinenko V.Yu. Calculation of deformation loads at cold metal forming 67
Kruk A.T., Sokov V.I. Determination of parameters of standard technological load diagrams of hot-stamping crank presses 74

Rolling and Drawing Production

Butrim V.N., Kashirtsev V.N., Egorov M.V., Mitroshenkov A.V. Manufacturing technique of capillary tubes from high-chromium nickel alloy 78

Physical Metallurgy and New Materials

Shcherenkova I.S., Gadalov V.N., Shkatov V.V., Romanenko D.N. Influence of ultrafine superhard inclusions on increase in service properties of electrolytic coatings 84
Krushenko G.G. Improving of mechanical properties of alloy Al–10 % Zn by temperature processing and nanomodification of melt 91

Information

Kremensky I.G. Modern technologies for obtaining of blanks from worn-out parts 94

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 621.747

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

Компьютерная модель для исследования газового режима пресс-формы при литье термопластов под давлением

Приведены архитектура компьютерной модели для исследования газового режима пресс-формы и результаты расчета устранения поверхностного дефекта "пригар" на примере отливки "головка датчика температуры", полученной из термопласта методом литья под давлением.

Ключевые слова: отливка; компьютерная модель; дефект; термопласт; литье под давлением.

The architecture of computer model for the study of gas mode of mould and the calculation results of eliminate of the surface defect "burnt" by the example of casting "head of temperature sensor" obtained from thermoplastic material by injection moulding are presented.

Keywords: casting; computer model; defect; thermoplastic material; injection moulding.

В литейном производстве одна из главных задач — уменьшение количества бракованных изделий. При литье из термопласта важным условием является, как правило, внешний вид отливки, не требующий дальнейшей обработки. Следовательно, необходимо изучить механизм возникновения поверхностных дефектов, среди которых наиболее распространенными являются серебристые полосы, пригары, недоливы или образование пузырьков воздуха на поверхности изделия. Механизмы возникновения данных дефектов исследованы в работах [1—3]. Одной из причин возникновения приведенных выше дефектов является газообразование в пресс-форме.

Для исследования причин возникновения дефектов на поверхности отливки необходимо разработать компьютерную модель изучения газового режима пресс-формы. Процесс проектирования модели можно разбить на два этапа.

На первом этапе необходимо разработать алгоритм для решения задачи образования газа в пресс-форме в процессе впрыска расплава термопласта в полость пресс-формы с учетом последующей допрессовки. Похожее решение получено в работе [4]. Однако для разработки компьютерной модели необходимо добавить новые технологические параметры.

Второй этап — создание алгоритма для расчета месторасположения вентиляционных каналов с последующей разработкой компьютерной модели.

На рис. 1 представлена архитектура компьютерной модели, объединяющая поставленные задачи с учетом технологических параметров, возникающих в процессе производства.

Архитектура компьютерной модели включает в себя следующее:

— интерфейс пользователя, с помощью которого возможен вызов всех остальных модулей;

— модуль подготовки файла геометрической формы отливки, выполненный в виде подпрограммы для CAD-системы, функция

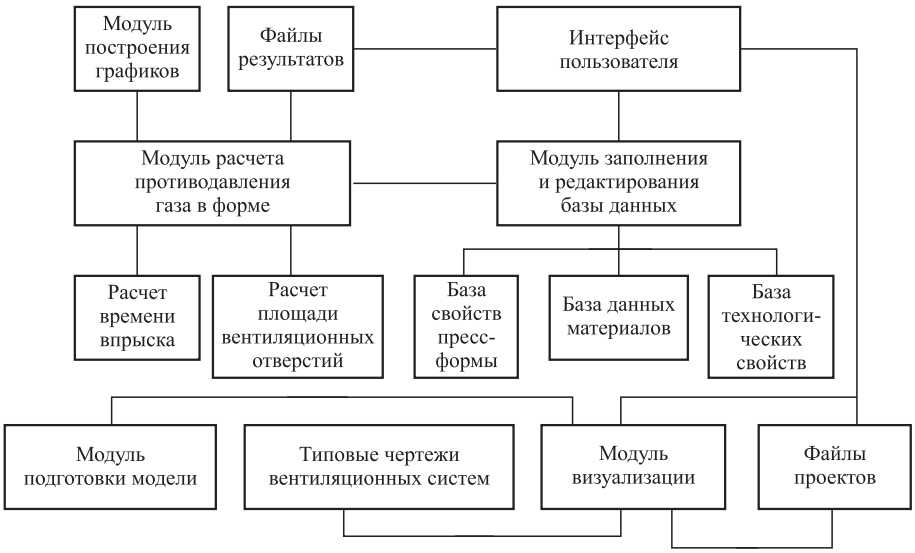


Рис. 1. Архитектура компьютерной модели газового режима литейной пресс-формы

которой заключается в формировании файла геометрических данных отливок;

— модуль заполнения и редактирования базы данных технологических характеристик термопластов, которые используются в дальнейших расчетах;

— модуль расчета процесса образования газа в пресс-форме;

— модуль построения графиков давления выделяемого газа в пресс-форме, позволяющих визуально контролировать изменения давления в каждый момент времени;

— модуль визуализации и определения места и числа вентиляционных каналов.

Алгоритм процесса моделирования газового режима формы и определения размеров и места вентиляционных каналов приведен на рис. 2.

На первом этапе определяются: группа, к которой относится рассматриваемый дефект; разновидность дефекта из группы; причины возникновения дефектов.

На втором этапе моделируется процесс образования дефекта и подбор параметров для его устранения.

На третьем этапе проводится моделирование процесса газообразования в пресс-форме.

Для проверки разработанной модели осуществляли расчет технологических параметров на примере отливки 3-го класса сложности "головка датчика температуры" (рис. 3).

Для проведения расчета вводят массивы данных: пресс-формы, стержневых знаков, а также метизов, содержащихся в отливке. Затем вводят данные по отливке: материал изделия — (для данного случая — "Техномид"); класс сложности отливки — 3; ориентировочное время заливки — 10 с; ориентировочное

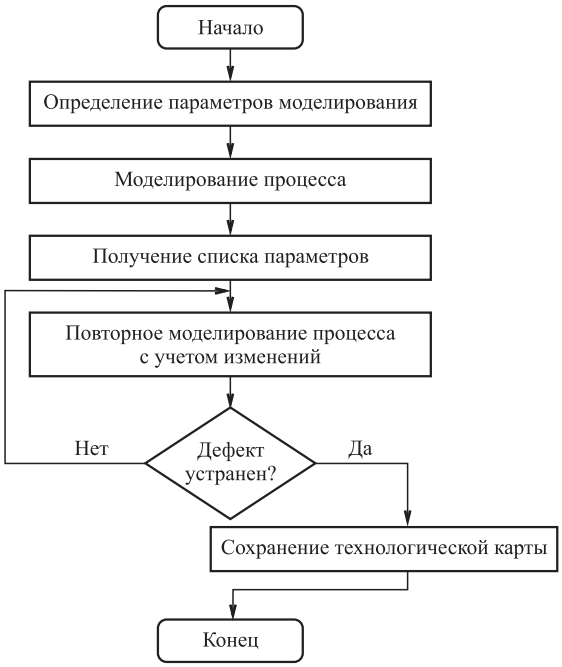


Рис. 2. Алгоритм процесса моделирования газового режима для снижения дефектов в отливках из термопластов

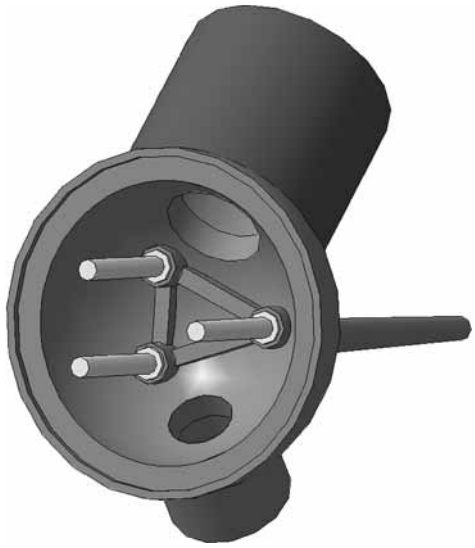


Рис. 3. Трехмерная модель отливки "головка датчика температуры"

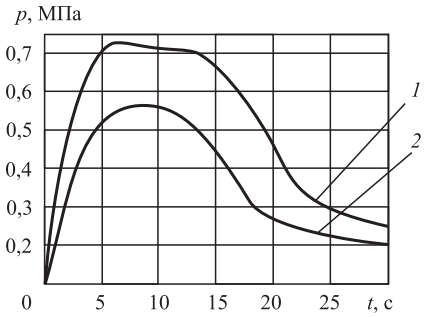


Рис. 4. Изменение давления газа в пресс-форме:

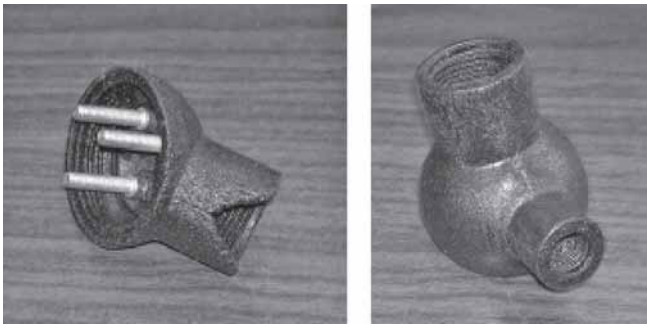
1 — после впрыска расплава без вентиляционных каналов; *2* — после впрыска расплава с установленными вентиляционными каналами

время кристаллизации — 35 с. После ввода данных проводится расчет.

На рис. 4 показана зависимость давления в пресс-форме от времени контакта расплава термопласта с полостью формы. На кривой *1* (см. рис. 4) видно, что давление газа, образовавшегося при вводе расплава в полость пресс-формы, превышает допустимый предел примерно в 1,3—1,5 раза (по рекомендации [1]), т.е. возникает возможность недолива отливки или появления поверхностного пригара отливки к форме.

В качестве проверки адекватности расчета было проведено несколько заливок с закрытыми вентиляционными каналами на имеющейся форме. Результаты эксперимента (рис. 5, *а*) показали, что при получении отливки без вентиляционных каналов в холодной пресс-форме на отливках образуется дефект "пригар".

После расчета было выявлено, что для устранения данного дефекта необходимо внести изменения в конструкцию пресс-формы; сделать два вентиляционных канала с выводом выделяемого газа в атмосферу. График изменения давления в пресс-форме на основе проведенного расчета с рекомендуемыми параметрами представлен кривой *2* (см. рис. 4), результаты эксперимента приведены на рис. 5, *б*.



а) *б)*

Рис. 5. Результаты эксперимента изготовления отливки:

а — в пресс-форме без вентиляционных каналов; *б* — с использованием вентиляционных каналов, полученных на основе разработанной модели

Заключение. Разработанная компьютерная модель позволяет определить причины возникновения поверхностных дефектов при литье термопластов под давлением. Процесс моделирования условий образования и ликвидации поверхностного дефекта "пригар" на примередетали"головкадатчикатемпературы" позволяет:

1) определить площадь поверхности сложной по конфигурации отливки и полости пресс-формы;

2) использовать данную компьютерную модель для расчета объема выделяемого газа в процессе впрыска расплава термопласта в пресс-форму;

3) графически отображать изменение давления в процессе кристаллизации с учетом допрессовки;

4) проводить моделирование и расчет вентиляционных каналов на основе типовых рекомендаций, представленных в базе данных программы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бихлер М.** Детали из пластмасс — отливать без дефектов: справ. пос. Изд-во Damag plastservice, 1999. 110 с.

2. **Лапшин В.В.** Основы переработки термопластов литьем под давлением. М.: Химия, 1974. 270 с.

3. **Садова А.Н.** Проблемы выявления и устранения возможных дефектов в процессе получения изделий из термопластов: учеб. пособие. Казань: Изд-во Казан. гос. технол. ун-та, 2009. 123 с.

4. **Белопухов А.К.** Технологические режимы литья под давлением. М.: Машиностроение, 1985. 272 с.

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

УДК 669.2; 621.791.14; 620.186; 620.17

М.Р. Абдуллин, Ю.А. Быков*, А.С. Жидков*, С.Д. Карпухин*, И.Ю. Сапронов, С.В. Тепаев** *(ПАО "Туполев", г. Москва,*
**Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,*
***Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, г. Москва)*

Структура и свойства титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и последующего отжига

Исследовано влияние процесса линейной сварки трением и последующего отжига на структуру и распределение микротвердости в сварном соединении промышленного титанового сплава ВТ6ч. Проведение последующей термической обработки позволило получить равноосную мелкозернистую структуру и стабилизировать значения твердости. Испытания на растяжение показали, что прочность сварного шва после термической обработки превышает прочность основного металла.

Ключевые слова: титановый сплав; линейная сварка трением; термическая обработка; микротвердость; рентгеновский спектральный микроанализ.

The influence of linear friction welding process and subsequent annealing on the structure and distribution of microhardness in welded joint of industrial titanium alloy BT6ch is studied. Conducting of subsequent heat treatment allowed to obtain equiaxed fine-grained structure and to stabilize the hardness value. Tensile tests showed that the weld strength after heat treatment is greater than the strength of the base metal.

Keywords: titanium alloy; linear friction welding; heat treatment; microhardness; x-ray spectral microanalysis.

Введение. *Линейная сварка трением* (ЛСТ) — это сварка с применением давления, при которой нагрев обусловливается трением, вызванным возвратно-поступательным перемещением одного элемента относительно другого по прямой с определенной частотой и амплитудой (рис. 1).

В настоящее время линейная сварка трением находит применение в авиационной промышленности, в частности, для сварки лопаток с диском ротора турбины, т.е. создания блисков компрессора низкотемпературной части *газотурбинного двигателя* (ГТД). Блиски, созданные этим методом, гораздо технологичнее, имеют меньшую массу и лучшую ремонтопригодность. Данный метод в настоящее время активно внедряют и применяют в производстве крупнейшие изготовители ГТД: Pratt & Whitney, ПАО "Уфимское моторостроительное производственное объединение" и "Объединенная двигателестроительная корпорация. Пермские моторы" для нового российского двигателя ПД-14 [1].

Качество ЛСТ-соединения деталей блиска невозможно определить на самом изделии, но такие характеристики материала в зоне ЛСТ-соединения, как его микроструктура, микротвердость и интегральная прочность соединения доступны изучению на элементарных образцах. Для блисков компрессора высокого давления применяют титановые сплавы, поэтому изучение структуры и свойств

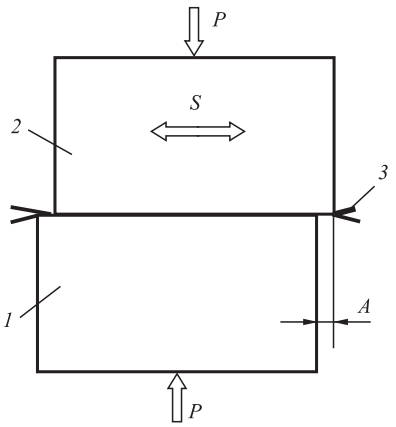


Рис. 1. Схема линейной сварки трением:
1 — неподвижный элемент; *2* — подвижный элемент; *3* — грат; *A* — амплитуда колебаний (перемещений); *S* — колебания подвижного элемента; *P* — сила сжатия, вызывающая давление между элементами

ЛСТ-соединения сплава ВТ6ч, является актуальной задачей.

Подробные исследования ЛСТ-соединения были проведены в работах [2—5], где показано, что процессы нагрева и деформации при ЛСТ титановых сплавов ВТ6 и ВТ8-1 приводят к образованию характерных зон измененной структуры.

Однако авторы работы [2] ошибочно относят структуру сварочного шва к мартенситной. Представленная в этом исследовании микроструктура имеет характерное строение, при котором пластинки α-фазы имеют параллельную ориентацию в пределах одного β-зерна. Такое строение сплава соответствует видманштеттовой структуре [5] для сплава Ti—6Al—4V. Подобная структура обладает пониженными механическими свойствами, что хорошо согласуется с приведенным в работе [2] графиком твердости. Образование видманштетта свидетельствует о недостаточной скорости охлаждения сплава из β-области [5].

В работе [3] показано образование α′-мартенсита в зоне сварки сплава ВТ6 с твердостью, превышающей твердость α-фазы (см. кн.: Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.).

Таким образом, результаты исследований указанных работ, противоречивы.

Изучение напряженного состояния сварного соединения сплава Ti—6Al—4V в работах [6, 7] показало наличие больших остаточных напряжений растяжения в зоне шва. Наличие указанных напряжений, а также нестабильность мартенситной структуры могут привести к изменению эксплуатационных характеристик конструкции, полученной ЛСТ. В работах [8, 9] в качестве окончательной термической обработки сварных соединений (не ЛСТ) рекомендован отжиг в диапазоне температур 720...800 °С для сплава ВТ6, в результате которого происходит не только снятие остаточных напряжений, но и стабилизация структуры.

Для ЛСТ-технологии подобные рекомендации сделаны в работе [4], где на примере термической обработки разнородного ЛСТ-соединения сплавов ТС4 и ТС17 показано снижение твердости околошовных зон, но при этом не представлена четко структура отожженного соединения.

В данной работе проведено детальное изучение структуры и свойств ЛСТ-соединения сплава ВТ6ч, а также влияния на эти характеристики последующего отжига.

Методика исследования. Заготовки из сплава ВТ6ч вырезали из горячекатаной плиты толщиной 25 мм, изготовленной по ТУ 1-805-391—2015, и до сварки имели форму параллелепипедов с размерами 80×50×25 мм. Линейную сварку трением проводили на оборудовании MDS30 (Франция) по следующему режиму: амплитуда колебаний ±2 мм; частота колебаний 40 Гц; давление в зоне сварки 90 МПа; осадка 3 мм; время сварки 2,7 с. Циклограмма процесса приведена на рис. 2.

В результате сварки получили две ЛСТ-заготовки в форме параллелепипедов с размерами 80×97×25 мм. В зоне сварки по контуру ЛСТ-заготовок наблюдали грат — характерный объем металла, выдавленный силой сжатия (рис. 3).

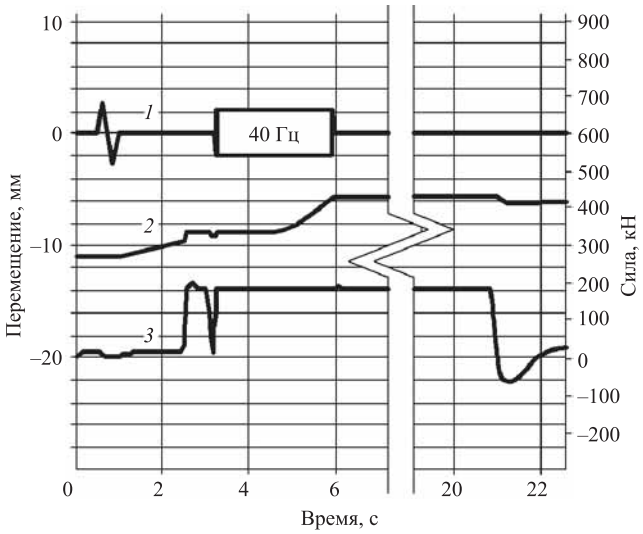


Рис. 2. Циклограмма линейной сварки трением заготовок сплава ВТ6ч:

1 — колебания заготовки в горизонтальной плоскости; *2* — движение заготовки в вертикальной плоскости; *3* — сила сжатия

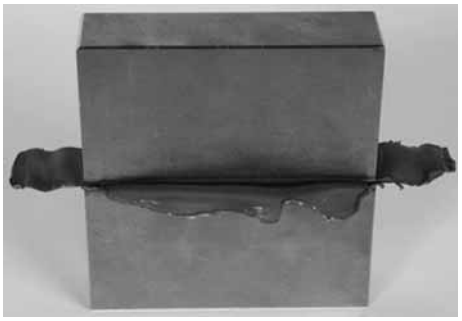


Рис. 3. ЛСТ-заготовка из сплава ВТ6ч после сварки

После сварки одну из ЛСТ-заготовок подвергали отжигу при температуре 750 °С в течение 2 ч в окислительной атмосфере. Последующим фрезерованием на глубину 1 мм удалили окалину и альфированный слой — твердый и хрупкий газонасыщенный слой под поверхностью окалины титанового сплава.

Для изучения макро- и микроструктуры, измерения микротвердости сплава ВТ6ч в зоне соединения из ЛСТ-заготовок вырезали образцы в виде пластин сечением 97×23 мм и толщиной ~2 мм перпендикулярно сварному шву, из которых были изготовлены шлифы. Шлифы протравливали в 1%-ном водном растворе плавиковой кислоты.

Для проведения испытаний на растяжение из отожженных ЛСТ-заготовок вырезали плоские образцы типа XIII в соответствии с ГОСТ 6996—66 (рис. 4).

Макроструктуру исследовали на микроскопе OLYMPUS SZ61 TR при увеличениях до $4^{\times}$.

Исследования микроструктуры выполняли на *растровом электронном микроскопе* (РЭМ) Tescan Vega II LMH во вторичных и обратноотраженных электронах при ускоряющем напряжении 20 кВ и размере электронного пучка 60 нм.

Количественную обработку изображений структур для определения среднего размера β-фазы и ее форм-фактора (отношение ширины к длине частицы) проводили с помощью программы "Колобок" (МГТУ им. Н.Э. Баумана).

Химический состав исследуемых образцов из сплава ВТ6ч определяли на *рентгеновском спектральном микроанализаторе* (РСМА) INCA 350 Oxford Instruments в составе РЭМ. Регистрацию характеристического рентгеновского излучения осуществляли кремний-литиевым детектором.

Общий химический состав сплава ВТ6ч определяли по площади 200×200 мкм в 15 областях, расположенных в разных частях сварного соединения.

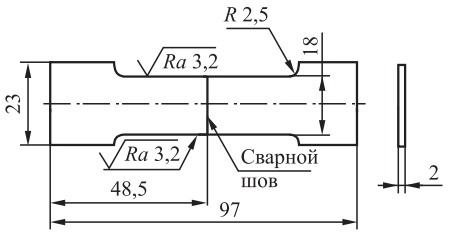


Рис. 4. Эскиз образца для проведения испытаний на растяжение

Энергодисперсионный детектор в составе INCA 350 определяет химические элементы, начиная с Na, поэтому легкие элементы, присутствующие в сплаве согласно ТУ 1-805-391—2015, не учитывались.

С помощью РСМА определяли химический состав α- и β-фаз. При РСМА энергетический детектор исследует рентгеновское излучение с участка сплава площадью около 1 мкм^2, поэтому большое среднеквадратическое отклонение (σ) количества химических элементов (V, Al, Ti) в β-фазе связано с малым размером β-фазы (табл. 1). Однако все полученные значения количества химических элементов лежат в интервале 3σ, в связи с этим средние значения количества химических элементов считаем достоверными.

Микротвердость измеряли на приборе Emcotest DuroScan 50 по методу Виккерса с нагрузкой 0,981 Н (100 гс) и временем нагружения 10 с. Отпечатки располагали в виде дорожки с шагом 0,1 мм на поперечном шлифе перпендикулярно плоскости сварки. Относительная ошибка измерения по результатам из пяти дорожек не превышала 9 %.

Испытания на растяжение проводили на сервогидравлической разрывной машине MTS 5. Среднее значение предела прочности $\sigma_в$ определяли по результатам растяжения трех образцов. Относительная ошибка среднего значения $\sigma_в$ составила 24 МПа.

Результаты исследования и их обсуждение. Макроструктуры сварного соединения заготовки, подвергшейся отжигу и без него, принципиально не отличаются друг от друга (рис. 5). Линия соединения имеет волнистую

1. Результаты количественной обработки изображений структур сплава ВТ6ч

Зона сварного соединения	Доля площади β-фазы, %	Средняя площадь частиц β-фазы, мкм^2	Форм-фактор
До отжига			
I (основной металл)	9	3,31	0,11
После отжига			
I (основной металл)	9	3,12	0,10
III (зона сварки)	9	0,35	0,46

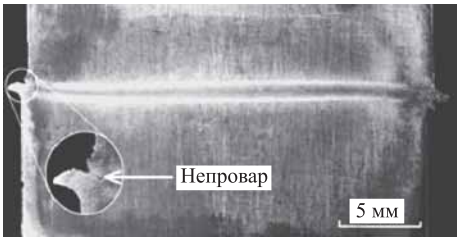


Рис. 5. Макроструктура сварного образца (после отжига)

форму, а также ярко выраженные участки измененной травимости.

Выявлены следующие характерные зоны соединения: темная зона в середине шва толщиной ~1 мм и две светлые зоны по краям от темной толщинами от 0,4 до 1 мм.

Таким образом, толщина сварного соединения относительно равномерна по плоскости всего шва и составляет примерно 2 мм.

В зоне выхода грата виден небольшой линейный дефект (непровар), глубина которого составляет менее 1 мм. Этот дефект был удален при последующем фрезеровании после отжига.

Размер грата для сваренных частей заготовки разный: у нижней части слева — больше, а с противоположной стороны образца размер грата больше для верхней половины (см. рис. 5). Неравномерность размера грата с разных сторон одной части заготовки связана с отсутствием симметричности в расположении частей заготовки перед ЛСТ: верхняя часть смещена относительно нижней вправо примерно на 0,7 мм (см. рис. 5). Этим объясняется и появление непровара около поверхности заготовки.

Микроанализ сварного соединения позволяет более отчетливо дифференцировать его строение. Можно выделить три характерные зоны с различной структурой в зависимости от термической обработки ЛСТ-заготовки (рис. 6).

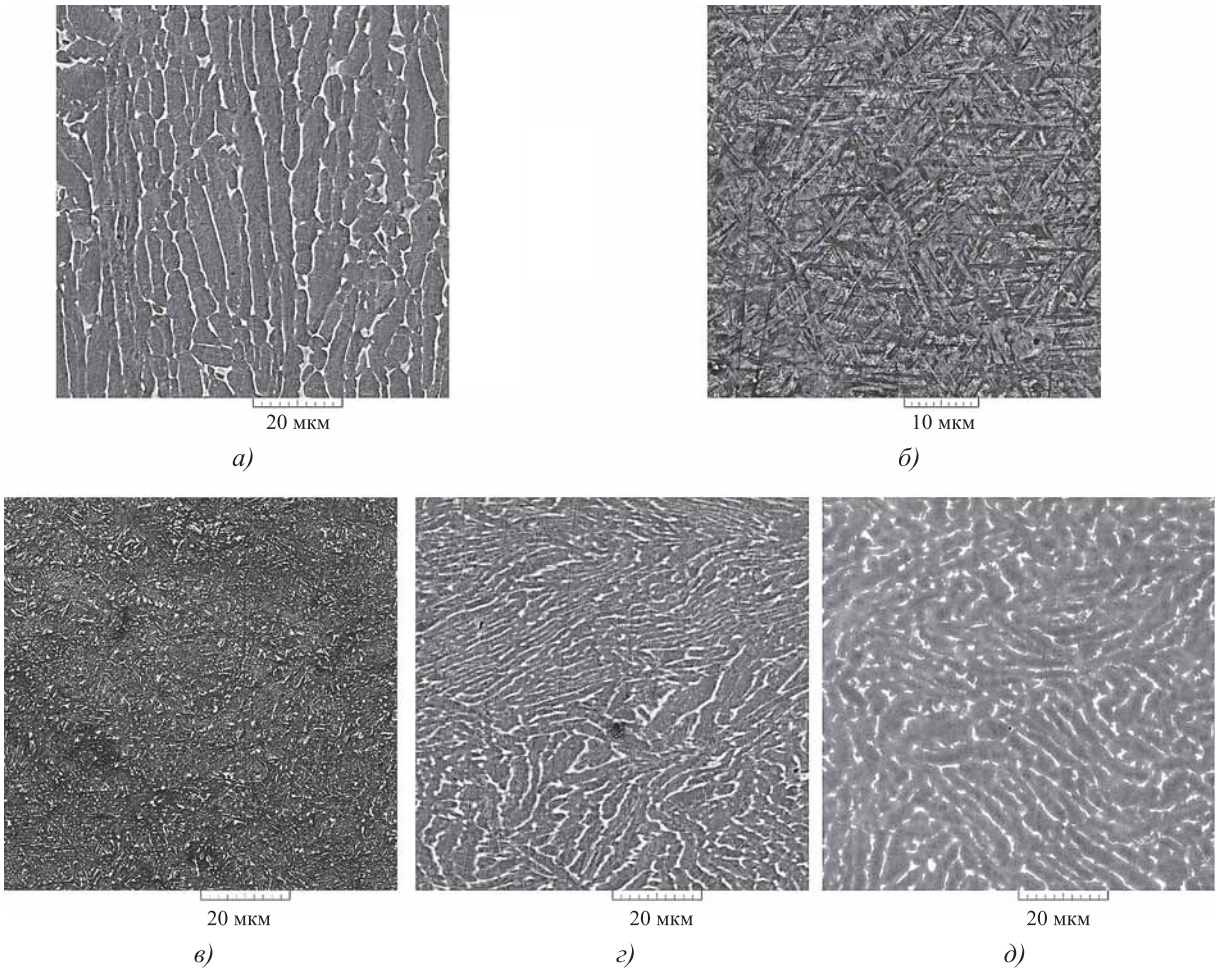


Рис. 6. Структура образца сплава ВТ6ч:
а — зона основного металла (I), ×3000; *б* — зона сварки (III) без отжига, ×5000; *в* — зона сварки (III) после отжига, ×3000; *г*, *д* — переходная зона (II) без отжига и после отжига соответственно, ×3000

Зона I (зона основного металла). В этой зоне отсутствует влияние температуры и давления при проведении ЛСТ на структуру сплава, поэтому сохраняется исходное (до ЛСТ) строение. Структура не зависит от последующего отжига и представляет собой длинные вытянутые частицы светлой β-фазы по границам темных α-зерен (см. рис. 6, *а*). Средняя площадь частиц β-фазы в этой зоне ~3,2 мкм^2, а их форм-фактор составил 0,10 (см. табл. 1).

В зоне III (зоне сварки) образца без отжига после ЛСТ образуется мартенсит с характерной игольчатой структурой (см. рис. 6, *б*). Размер игл мартенсита 1...8 мкм. Такая структура является результатом высокотемпературного нагрева (выше температуры полиморфного превращения сплава ВТ6ч) локальных объемов сплава в месте контакта заготовок в процессе ЛСТ и последующего охлаждения нагретых объемов с высокой скоростью прежде всего за счет отвода тепла в массивное тело холодной части заготовки. Аналогичная структура рассмотрена в работе Б.К. Вульфа.

В результате ЛСТ происходит не только нагрев, но и значительная деформация титанового сплава, поэтому между зонами I и III располагается *переходная зона (зона II).* В этой зоне нагрев от ЛСТ недостаточен для прохождения полного полиморфного превращения в сплаве, однако интенсивно проходят процессы пластической деформации, приводящие к образованию деформированной структуры, что проявляется в виде измельченных частиц β-фазы, вытянутых в направлении вектора амплитуды колебаний (см. рис. 6, *д*). Такая структура (зона II) характерна только для заготовки, не прошедшей отжига после ЛСТ.

Отжиг после ЛСТ обеспечивает получение стабильной структуры титанового сплава, которая не будет изменяться в процессе эксплуатации блиска ГТД. При отжиге сварного соединения в сплаве проходят различные структурные изменения, каждое из которых характерно для своей зоны.

В зоне сварки (зона III) происходит распад мартенсита с образованием мелкодисперсной смеси α- и β-фаз (см. рис. 6, *в*). Средняя площадь частиц β-фазы 0,35 мкм^2, форм-фактор 0,46 (см. табл. 1). Площадь частиц β-фазы по сравнению с исходной структурой уменьшилась почти в 10 раз, а форм-фактор увеличился в 4 раза, т.е. частицы β-фазы стали дисперснее, а их форма приблизилась к равноосной.

В переходной зоне (зоне II) происходит рекристаллизация наклепанного металла с образованием мелкозернистой равноосной структуры (α + β) (см. рис. 6, *д*).

Структура основного металла (зона I) не изменяется.

Таким образом, проведение окончательного отжига позволяет сформировать в сварном соединении равновесную мелкодисперсную структуру, обеспечивающую стабильность свойств.

Рентгеновский спектральный микроанализ (РСМА) позволил установить, что химический состав сплава ВТ6ч соответствует ТУ 1-805-391—2015, средние значения которого приведены в табл. 2.

Большой разброс количества примесей (Fe, Si) связан с тем, что энергодисперсионный детектор с приемлемой точностью (до 0,1 %) определяет количество химического элемента, если его количество в сплаве более 1 %. Полученные значения количества примесей в образцах позволяют судить о том, что примеси присутствуют, но в малых количествах.

С помощью РСМА определяли химический состав α- и β-фаз ЛСТ-образцов без отжига и с отжигом в зонах сварного соединения (табл. 3).

2. Химический состав сплава ВТ6ч, % мас.

Сплав	Ti	Al	V	Fe	Si	O_2	C	N_2	H_2
				Не более			Не более		
Сплав по ТУ 1-805-391–2015	Остальное	5,50...6,75	3,50...4,50	0,4	0,07	0,07...0,2	0,1	0,05	0,1
Исследованный сплав	89,81 ± 0,13	5,79 ± 0,05	4,24 ± 0,05	0,11 ± 0,09	0,05 ± 0,03	—	—	—	—

3. Химический состав α- и β-фаз сплава ВТ6ч

Химический элемент		Зона III, основной металл		Зона I, сварной шов (после отжига)
		без отжига	после отжига	
Ti	α-фаза	91,02 ± 0,19	91,15 ± 0,17	90,63 ± 0,27
	β-фаза	87,25 ± 1,16	84,52 ± 1,16	88,60 ± 1,02
Al	α-фаза	6,36 ± 0,11	6,48 ± 0,17	5,82 ± 0,10
	β-фаза	4,45 ± 0,22	3,91 ± 0,31	5,38 ± 0,38
V	α-фаза	2,62 ± 0,28	2,30 ± 0,18	3,46 ± 0,22
	β-фаза	7,82 ± 1,70	10,87 ± 1,45	5,60 ± 1,12
Fe	α-фаза	0,00	0,00	0,00
	β-фаза	0,42 ± 0,07	0,64 ± 0,08	0,31 ± 0,17
Si	α-фаза	0,00	0,00	0,09 ± 0,08
	β-фаза	0,06 ± 0,04	0,06 ± 0,08	0,11 ± 0,07

Дополнительный отжиг после ЛСТ приводит к увеличению разницы легирующих элементов в α- и β-фазах в зоне основного металла:

— количество ванадия V в β-фазе увеличивается от 7,82 до 10,87 %, а в α-фазе уменьшается с 2,62 до 2,30 %;

— количество алюминия Al в β-фазе уменьшается с 4,45 до 3,91 %, а в α-фазе увеличивается от 6,36 до 6,48 % (см. табл. 3).

В зоне сварки ЛСТ-образца после отжига, в которой происходили процессы мартенситного превращения, распада мартенсита, рекристаллизации и образовалась мелкодисперсная структура, наблюдается обратный процесс — выравнивание распределения легирующих элементов в α- и β-фазах:

— количество ванадия V в α-фазе увеличивается от 2,62 до 3,46 %, а в β-фазе уменьшается с 7,82 до 5,60 %;

— количество алюминия Al в β-фазе увеличивается от 4,45 до 5,38 %, а в α-фазе уменьшается с 6,36 до 5,82 % (см. табл. 3).

В зоне сварки ЛСТ-образца без отжига микротвердость возросла на ~50 HV по сравнению с зоной основного металла: до 330 HV (рис. 7). Повышение микротвердости связано с образованием мартенсита в зоне сварки и увеличением плотности дефектов кристаллического строения, образовавшихся в переходной зоне II в результате интенсивной пластической деформации.

Распределение микротвердости в сварном соединении образца после отжига имеет принципиально другой характер. В этом случае абсолютные значения твердости не превышают 270 HV (см. рис. 7). Исключения составляют локальные области в зоне III, где отдельные значения микротвердости достигают ~320 HV. Это можно объяснить двумя причинами. Во-первых, образованием мелкодисперсной структуры (α + β)-фаз в результате распада α′-мартенсита, во-вторых, увеличением количества растворенного в α-фазе ванадия (см. табл. 3).

Таким образом, механические характеристики ЛСТ-соединения превышают свойства основного металла до отжига и не уступают после окончательной термической обработки.

Испытания на растяжение также подтвердили сделанный вывод. По результатам испытаний отожженного образца предел прочности $\sigma_в$ = 930 МПа. Согласно ТУ 1-805-391—2015 для плит из титанового сплава ВТ6ч толщиной 11...25 мм в аналогичном направлении $\sigma_в$ составляет 883 МПа.

Линия разрушения всех трех испытанных образцов находится по центру рабочей части образца под углом 45° и не начинается в сварном шве (рис. 8). В области сварного шва практически отсутствует поперечное сужение, что свидетельствует о его более высокой прочности по отношению к основному металлу и подтверждает результаты измерения микротвердости.

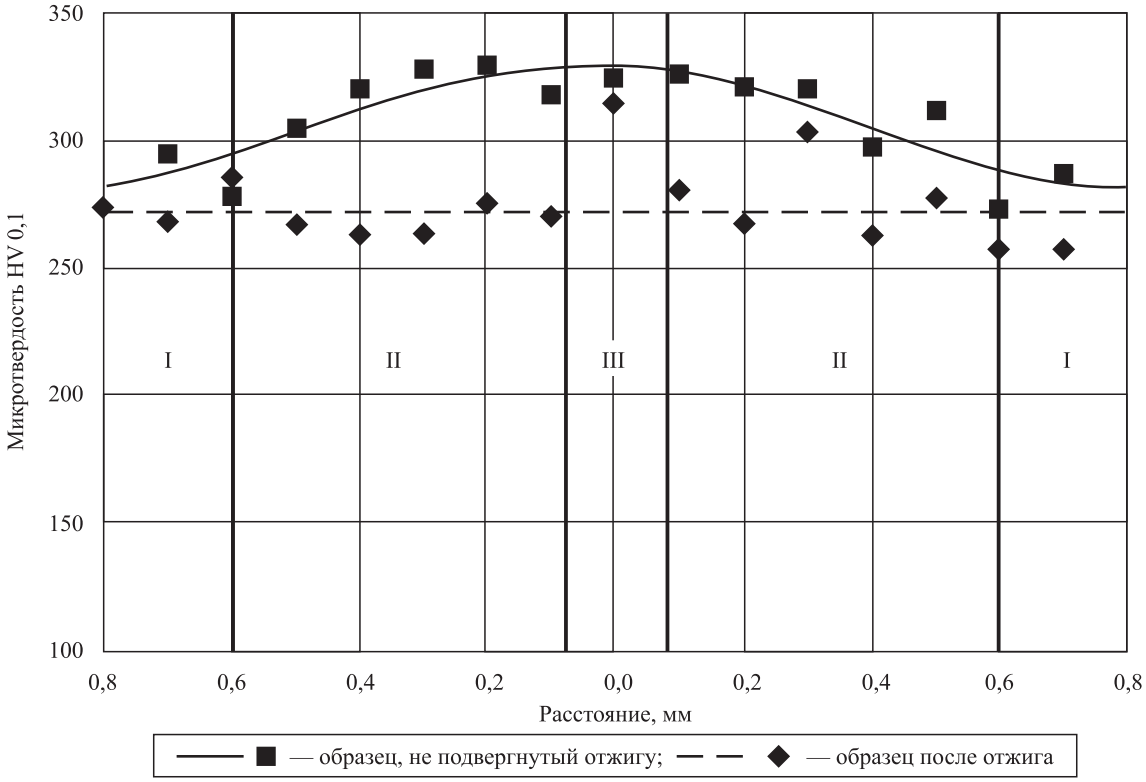


Рис. 7. Распределение микротвердости в сварном соединении:
I — зона основного металла; II — переходная зона; III — зона сварки

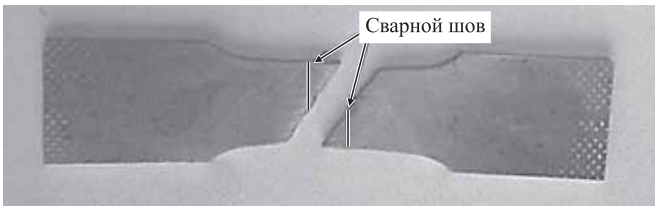


Рис. 8. Образец после испытания на растяжение

Выводы

1. В сварном шве после линейной сварки трением отсутствуют дефекты сварки: окисные пленки, поры, непровары, трещины.

2. В области сварного шва обнаружены три зоны, различающиеся структурой материала:

— зона основного металла, сохранившая исходную структуру до линейной сварки трением;

— переходная зона, подвергшаяся термопластическому воздействию линейной сварки трением и последующей рекристаллизации при отжиге;

— зона сварки, в которой после термопластического воздействия линейной сварки трением с максимальной температурой и максимальной степенью деформации образуется мартенсит, а последующий отжиг приводит к распаду мартенсита и рекристаллизации.

3. Обнаружено выравнивание растворимости легирующих элементов V и Al в α- и β-фазах в зоне сварки после отжига, что связано с процессами двойного фазового превращения (образование и распад мартенсита) и рекристаллизации, приводящими к образованию мелкодисперсной структуры (α + β)-фаз.

4. Предел прочности титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и отжига сохраняется на исходном уровне. Сварной шов не является источником образования и распространения трещин.

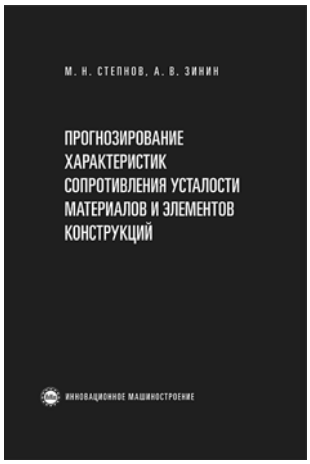
5. Ввиду измельчения структурных составляющих сварного шва, а также повышения растворимости V в α-фазе в результате отжига после ЛСТ его прочность выше основного металла, поэтому разрушение образца происходит по основному металлу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **URL:** http://www.umpo.ru/Page646.aspx (дата обращения: 30.11.2016 г.).
2. **Структура** и свойства соединений титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой, полученных линейной сваркой трением / Р.Р. Гринь, М.В. Караваева, В.М. Бычков, А.Ю. Медведев, А.В. Супов, И.В. Александров, В.В. Латыш, Ф.Ф. Мусин // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 43—47.
3. **Влияние** линейной сварки трением на структурно-фазовые превращения в ультрамелкозернистом сплаве ВТ6 / В.В. Полякова, Н.Ф. Измайлова, И.П. Семенова, Л.А. Хазиева // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 53—58.
4. **Effects** of heat treatment on microstructure and microhardness of linear friction welded dissimilar Ti alloys / C. Zhang, T. Zhang, Y. Ji, J. Huang // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2013. № 23. С. 3540—3544.
5. **Solid** state joining of metals by linear friction welding: a literature review / I. Bhamji, M. Preuss, P. Threadgill, A. Addison // Materials Science & Technology. 2010. Vol. 27. No. 1. Jan. 2011. P. 2—12.
6. **Daymond M.R., Bonner N.W.** Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction // Physica B-Condensed Matter. 2003. 325 (1—4). P. 130—137.
7. **Исследование** остаточных напряжений в соединениях, полученных линейной сваркой трением / А.Ю. Медведев, В.М. Бычков, Е.Е. Тарасенко, Н.Ф. Измайлова, А.И. Дубин // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 59—62.
8. **Титановые** сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн. Л.: Машиностроение, 1977. С. 133—151.
9. **Сварка** и свариваемые материалы: в 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / под ред. Э.Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. С. 352—361.

Марат Равильевич Абдуллин, канд. техн. наук;
Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук,
lab@bmstu.ru;
Александр Сергеевич Жидков;
Сергей Дмитриевич Карпухин, канд. техн. наук;
Илья Юрьевич Сапронов, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Тепаев

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



Степнов М.Н., Зинин А.В.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

ISBN 978-5-9907308-0-9

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструкционных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделей учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

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 621.98

Н.Ф. Шпунькин, С.А. Типалин
(Московский политехнический университет)

Малогабаритная профилегибочная машина

Разработана и изготовлена малогабаритная профилегибочная машина новой конструкции, предназначенная для производства опытных партий тонкостенных профилей и использования в учебном процессе. Для снижения потерь на избыточное деформирование и трение, а также упрощения конфигурации и уменьшения стоимости инструмента предложено выполнять валки первых клетей с кольцевыми инденторами, выдавливающими в ленте технологические канавки.

Ключевые слова: профилегибочная машина; профилирование полосы; тонкостенный профиль; кольцевые инденторы; профилировочные валки.

The new original compact roll forming machine is designed and manufactured for experimental productions of thin-walled geometries in small batches and for education purposes as well. To reduce the critical deformation forces and friction influence, geometry simplification and the costs for new tool sets, the rolls of the first mills are supplied with the ring indenters, which are used for forming of the technological groove in the band's material.

Keywords: roll forming machine; band roll forming; thin-wall geometry; ring indenters; rolls.

Большинство известных профилегибочных машин для получения гнутых профилей проката имеют большие габаритные размеры, что, соответственно, сказывается на металлоемкости, трудоемкости изготовления деталей и узлов, а также усложняет переналадку при смене выпускаемых изделий [1, 2].

Значительные размеры профилегибочных машин (преимущественно в продольном направлении) являются следствием больших расстояний между клетями, которые определяются шириной подшипниковых опор и участками щек между окнами, обеспечивающих необходимую прочность.

Для обеспечения требуемого режима получения профиля необходимо, чтобы окружные скорости в общем приводе для каждой пары профилировочных валков были одинаковы. В большинстве применяемых конструкций машин это обеспечивается двигателями с одинаковым числом оборотов, передача крутящего момента от которых к каждой клети производится с использованием редукторов с одинаковыми передаточными числами или с помощью цепной передачи. Боковое расположение привода в каждой клети и большие толщины корпусов подшипниковых опор в поперечном направлении также значительно увеличивают размеры машин.

К недостаткам известных машин относятся также повышенная трудоемкость изготовления узлов подшипниковых опор, конструктивные особенности установки и демонтажа клетей, большой расход металла на изготовление щек, узлов подшипниковых опор, валов. Вследствие больших габаритных размеров и повышенной металлоемкости машина имеет значительную массу.

Технический результат от выполненной разработки заключается в создании малогабаритной, легкой и относительно простой в изготовлении и эксплуатации профилегибочной машины, которую можно легко перемещать и устанавливать на небольшом участке производственного помещения.

Указанное преимущество достигается тем, что вращение от привода с помощью цепей передается на звездочки, закрепленные непо-

средственно на всех верхних и нижних рабочих валках (роликах) машины, а подшипниковые узлы размещены внутри каждого валка. Сам привод расположен в передней части машины, что существенно снижает габаритный размер по ширине.

Для снижения силы профилирования и упрощения конфигурации применяемого инструмента первые две клети машины оснащены роликами с кольцевыми инденторами, которые выдавливают в ленте технологические дорожки-канавки. В месте образования канавки материал становится тоньше, но и одновременно упрочняется [3].

Для локализации изгиба только в зоне канавки ее глубина должна быть около 1/3 толщины листового металла. Наличие зоны локализации снижает потери от изгиба полок профиля на участке между клетями и последующего их выпрямления при прохождении через рабочие поверхности валков [1, 4]. Технологический прием предварительного выдавливания в листовом металле канавок перед профилированием позволяет снизить пружинение полок профиля, что обеспечивает повышенную точность проката.

Локализация изгиба в зоне канавки дает возможность существенно уменьшить наружный радиус скругления в сечении профиля и довести его до значений, равных и даже меньших, чем толщина деформируемого металла. При определенной форме технологической канавки можно получить профиль с нулевым внутренним радиусом изгиба. Сортамент стандартных гнутых профилей проката (ГОСТ 19771—93, ГОСТ 8278—83, ГОСТ 8283—93 и др.) не предусматривает таких малых значений радиусов изгиба. Наличие минимальных радиусов изгиба в ряде случаев повышает технологичность профилей при использовании их в различных сборочных конструкциях, а также расширяет возможности их применения в отделочных работах, где требуются четкие линии пересечения поверхностей для повышения декоративности.

Использование технологических канавок, выдавленных в первых клетях, позволяет в последующих клетях применять валки упрощенной формы. При наличии канавок снижается необходимая сила изгиба и отпадает необходимость обеспечения полного контакта отгибаемой полки профиля с рабочими

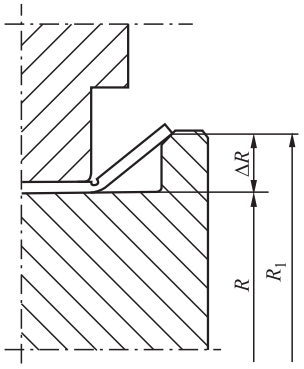


Рис. 1. Схема роликов для профилирования полосы с технологическими канавками

поверхностями валков, так как она сохраняет в сечении прямолинейную форму и без этого контакта. Пример применения валков упрощенной формы показан на рис. 1, где в нижнем ролике участок ΔR между поверхностями с размерами R и R_1 выполнен ступенчатым, а форма верхнего ролика упрощена таким образом, чтобы он касался листового металла только в средней зоне без контакта с отгибаемой полкой.

Общий вид разработанной профилегибочной машины приведен на рис. 2. Машина имеет сварное основание *1*, на котором закреплены две параллельные щеки *2*, *3*. Между щеками установлены рабочие клети машины, производящие постепенную подгибку стенок формируемого профиля (рис. 3 и 4).

Рабочая клеть состоит из верхнего *4* и нижнего *5* роликов, установленных в щеках *2* и *3* (см. рис. 3). Верхний ролик крепится к щекам через пазы *6*, а нижний — через отверстия *7*, где фиксируется опорами *8*. Для передачи крутящего момента на ролики используются звездочки *9* и *10*, которые крепятся с помощью заклепок *11*, *12* и резьбовых колец *13* и *14* к роликам.

Ролики вращаются на подшипниках *15*, *16*, *17* и *18*, установленных на осях *19* и *20*. Расстояние между подшипниками поддерживается промежуточными втулками *21* и *22*. Центрирование роликов в поперечном направлении осуществляется с помощью втулок *23* и *24* и регулировочных винтов *25* с гайками *26*. Ролики стянуты между собой натяжными винтами *27*. Данное соединение позволяет осуществлять настройку гибочной клети вне машины. Постоянное давление в зазоре между роликами в клети обеспечивается пружинами *28*. Боко-

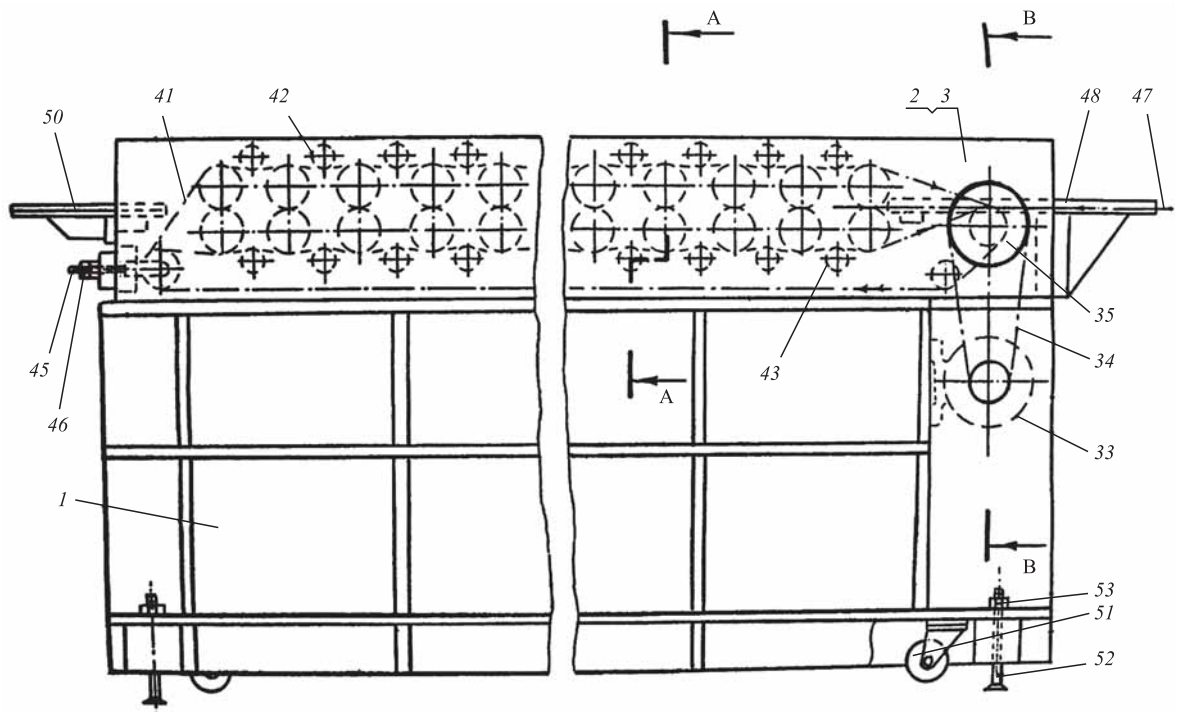


Рис. 2. Общий вид профилегибочной машины

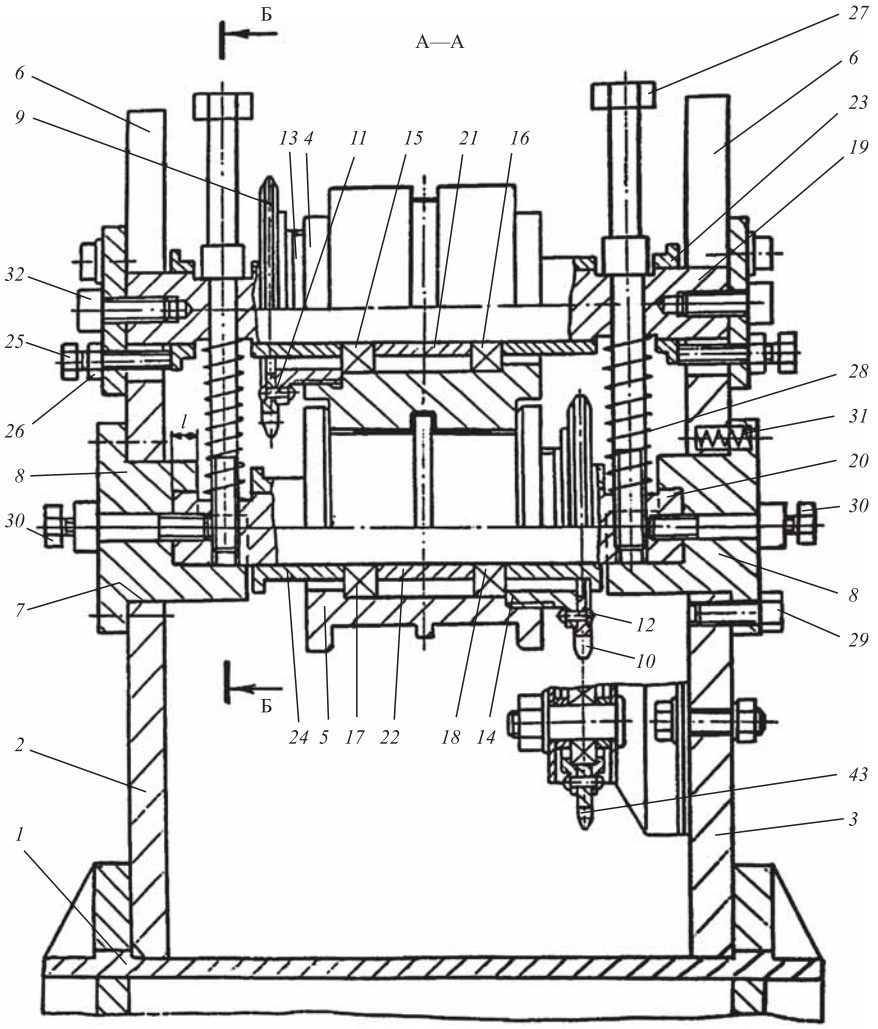


Рис. 3. Клеть профилегибочной машины

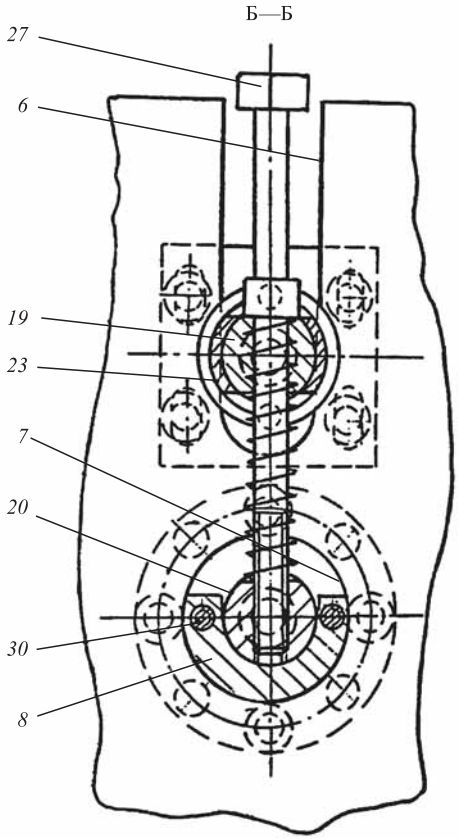


Рис. 4. Блок обеспечения равномерного сжатия клети

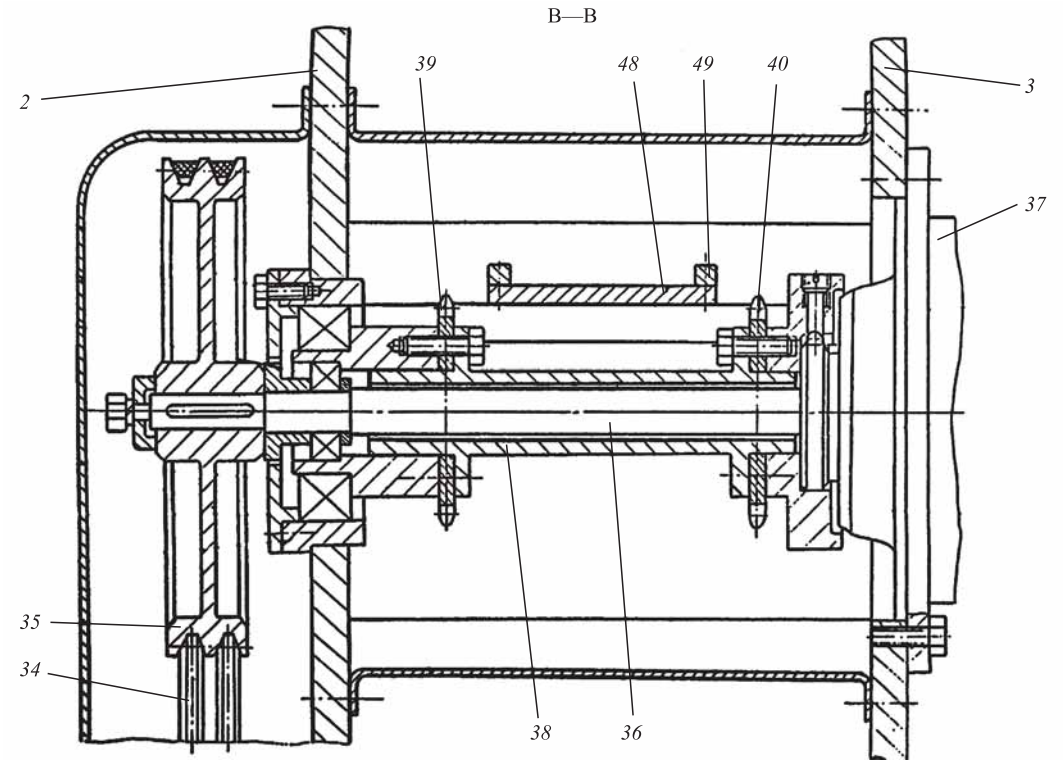


Рис. 5. Схема привода машины

вые упоры нижнего ролика (реборды) при взаимодействии с верхним роликом обеспечивают их центрирование относительно друг друга. Это позволяет конструктивно выдержать постоянный зазор для изгибаемого материала.

Для съема клети с машины необходимо вывернуть винты *29* опоры и винты *30*, крепящие ось *20*. После чего под действием пружин *31* опора нижних роликов *8* выдвигается на фиксируемую величину *l*. После отвинчивания винта *32*, фиксирующего верхнюю ось, и ослабления болтов *25* возможен демонтаж всей клети в сборе.

Привод профилегибочной машины осуществляется от двигателя *33* через клиноременную передачу *34*, *35* на внутренний вал *36* (рис. 5) планетарного редуктора *37* с передаточным числом 40. Преобразованный крутящий момент вращает внешний вал *38* привода, на котором установлены звездочки *39*, *40*, передающие движение на цепную передачу.

Для лучшего охвата цепями *41* (см. рис. 2) звездочек, вращающих ролики, между клетями машины предусмотрены дополнительные звездочки *42*, *43*. Натяжение цепи осуществляется специальным натяжным устройством посредством резьбового блока *44* с гайками *45* и *46*. Для удобства подачи полосы *47* (или ленты) предусмотрена площадка *48* с направляющими *49*, а для съема готового профиля — площадка *50*.

Небольшие габаритные размеры и масса машины позволяют легко перемещать ее в пределах производственного помещения с использованием колес *51* (см. рис. 2). После вывинчивания и фиксации резьбовых опор *52* с помощью гаек *53* в необходимом положении и включения электродвигателя *33* в сеть машина готова к работе.

Профилирование ленты с предварительно выдавленной технологической канавкой вносит особенности в процесс получения профиля. Изгиб происходит только в локальной области, которая ограничена шириной канавки. Подгибаемая полка при этом скручивается до соприкосновения с роликами последующей клети (рис. 6).

После контакта подгибаемая полка изгибается по форме профилировочных роликов. Растягивающая сила *P*, возникающая от напряжений в подгибаемой полке, достигает максимума при контакте с роликом. Однако угол α при этом не является окончательным. За счет упругих сил данный угол изменяется

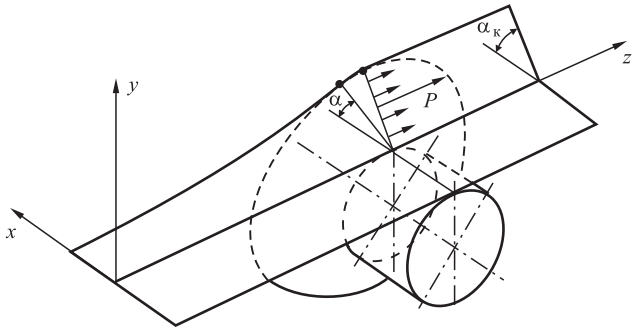


Рис. 6. Схема деформирования свободного участка подгибаемой полки при профилировании ленты с технологической канавкой

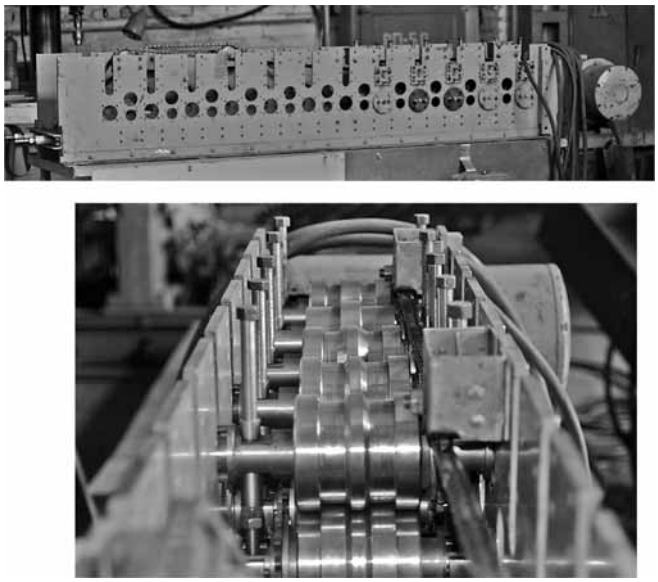


Рис. 7. Профилегибочная машина и рабочие клети машины

после деформации в клети до значения $\alpha_к$. Исходя из этого, можно численным расчетом получить зависимость изменения угла подгибаемой полки швеллера на всем участке деформации [4].

Внешний вид профилегибочной машины, выполненной в металле, приведен на рис. 7.

Представленная конструкция малогабаритной профилегибочной машины рассчитана на деформирование тонколистового материала толщиной до 1 мм и шириной ленты до 100 мм с использованием электродвигателя мощностью 1 кВт.

Заключение. Предложена новая конструкция малогабаритной опытно-производственной профилегибочной машины. Ее использование при производстве легких, прочных и жестких профилей, широко применяемых в автомобильной и авиационной промышленности, строительстве, при производстве товаров бытового назначения и в других отраслях, позволит существенно сократить занимаемые оборудованием производственные площади, снизить материалоемкость и энергоемкость применяемого оборудования, уменьшить затраты на монтаж, транспортировку и переналадку на другие виды изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тришевский И.С., Докторов М.Е.** Теоретические основы процесса профилирования. М.: Металлургия, 1980. 288 с.

2. **Тришевский И.С. и др.** Производство гнутых профилей (оборудование и технология). М.: Металлургия, 1982. 287 с.

3. **Типалин С.А.** Экспериментальное исследование процесса выдавливания технологической канавки в оцинкованной полосе // Известия МГТУ "МАМИ". 2012. Т. 2. № 2. С. 208—213.

4. **Бондарь В.С., Типалин С.А., Шпунькин Н.Ф.** Изгиб и скручивание листа. М.: Университет машиностроения, 2014. 212 с.

5. **Типалин С.А.** Определение накопленной деформации в процессе выдавливания технологической канавки // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 22—24.

Николай Фомич Шпунькин, канд. техн. наук,
n.f.shpunkin@mospolytech.ru;
Сергей Александрович Типалин, канд. техн. наук

УДК.621.7.016.3:65.011.56

В.Ю. Лавриненко
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Расчет сил деформирования при холодной объемной штамповке

Представлена методика расчета сил деформирования для основных операций холодной объемной штамповки на прессах и автоматах, основанная на обобщении отечественного и мирового опыта проведения технологических процессов холодной объемной штамповки. Особенностью методики является упрощенный инженерный подход к проектному расчету сил деформирования при осадке, прямом и обратном выдавливании, обрезке и пробивке деталей и простота использования методики в производственных условиях.

Ключевые слова: холодная объемная штамповка; сила деформирования; осадка; выдавливание.

The method of calculation of deformation loads for different operations of cold metal forming on presses and automats is presented. This method is based on analysis of world and russian experience of technological processes of cold metal forming. The feature of the method is simplified engineering approach to project calculation of deformation loads at upsetting, forward and backward extrusion, cutting and piercing of the parts and simplicity of application of the method in production.

Keywords: cold metal forming; deformation load; upsetting; extrusion.

Одним из перспективных направлений развития технологии производства деталей является использование технологий *холодной объемной штамповки* (ХОШ), позволяющих сокращать затраты металла, труда и энергии, получать детали требуемого качества с высокими прочностными характеристиками [1—3].

В настоящее время существует проблема определения энергосиловых параметров различных технологических процессов ХОШ на прессах и автоматах для изготовления типовых и оригинальных сложнопрофильных деталей. Существующие методики расчета сил деформирования и работы пластической деформации являются зачастую приблизительными и трудоемкими для использования в производственных условиях машиностроительных предприятий [1—3].

В статье представлена методика расчета энергосиловых параметров холодной объемной штамповки на прессах и автоматах [4—6], основанная на обобщении опыта проведения технологических процессов ХОШ на крупнейших отечественных и мировых машиностроительных предприятиях: ОАО "БЕЛЗАН" и ОАО "Красная Этна" (Россия), а также холдинг "Nedschroef" (Нидерланды). Методика предназначена для проектных оценочных расчетов при разработке технологического процесса ХОШ и позволяет на начальном этапе проектирования выбрать необходимое число технологических переходов штамповки и рассчитать потребную силу деформирования для выбора соответствующего кузнечно-прессового оборудования.

Основными операциями ХОШ являются осадка, высадка, выдавливание, обрезка, пробивка.

Открытую осадку применяют для уменьшения высоты и увеличения диаметра заготовки, а также для получения параллельных торцов заготовки. Закрытую осадку проводят для калибровки заготовки по диаметру. Для получения деталей с местными утолщениями путем уменьшения длины части заготовки осуществляют высадку (рис. 1), которая является

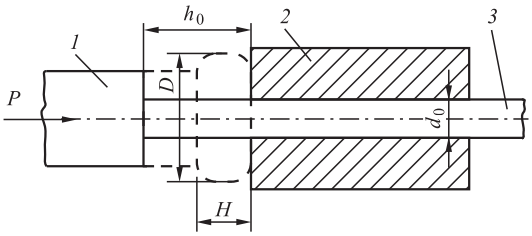


Рис. 1. Схема высадки:

1 — пуансон; *2* — матрица; *3* — заготовка: h_0 — длина высаживаемой части заготовки; d_0 — диаметр исходной заготовки; H — высота головки после высадки; D — диаметр головки после высадки

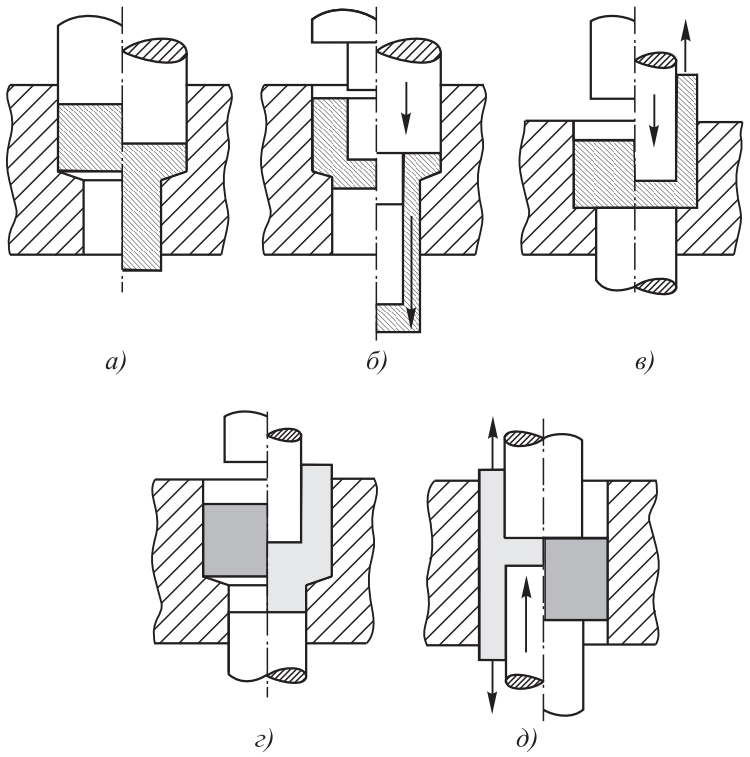


Рис. 2. Схемы выдавливания:

а — прямое выдавливание сплошного стержня; *б* — прямое выдавливание пустотелого стержня; *в* — обратное выдавливание; *г*, *д* — комбинированное выдавливание

основной операцией получения деталей типа болтов, винтов, заклепок.

Операция выдавливания (рис. 2) предназначена для изменения диаметра заготовки на предварительных переходах и ее широко применяют для получения ступенчатых деталей простого и фасонного сечений: болтов, винтов, ступенчатых валов, деталей со шлицами и продольными канавками.

При прямом выдавливании сплошного и пустотелого стержней постоянного сечения происходит течение металла заготовки относительно отверстия в матрице в направлении, совпадающем с направлением движения пуансона (см. рис. 2, *а*, *б*). Наибольшее относительное изменение площади поперечного сечения сплошного стержня при прямом выдавливании может достигать 75 %.

При обратном выдавливании (см. рис. 2, *в*) направление течения металла заготовки и направление движения пуансона, образующего полость, противоположны. Относительное изменение площади поперечного сечения при обратном выдавливании составляет 20...75 %, а максимальная глубина выдавленной полости равна 2...3 диаметрам отверстия.

Для получения различных фасонных деталей с углублениями широко применяют операции комбинированного выдавливания (см. рис. 2, *г*, *д*), при котором происходит одновременное протекание прямого и обратного выдавливания.

Разновидностью операции прямого выдавливания является редуцирование заготовки, при котором возможно относительное изменение площадей сечений заготовки от 5 до 30 %.

Обрезка — операция штамповки для оформления контура головок стержневых и сложнопрофильных деталей.

Пробивку используют для образования отверстий за счет удаления части металла в отход, например, при штамповке заготовок гаек. Диаметр пробивного пуансона принимают равным максимальному диаметру пробиваемого отверстия, а толщину выбойки — 0,5...1,0 диаметра пробивного пуансона.

При холодном деформировании напряжение течения σ_s зависит от относительной деформации ε_i (логарифмической деформации e) и марки материала. На рис. 3 приведена кривая упрочнения стали Ck15 (российский аналог — сталь 15).

Зависимость напряжения течения от степени деформации может быть представлена в виде уравнения:

$$\sigma_s = \sigma_{100\,\%} e^n,$$

где $\sigma_{100\,\%}$ — напряжение течения при $e = 100$ %; n — показатель деформационного упрочнения.

При расчетах часто используют величину среднего напряжения течения:

$$\sigma_{s\,\text{ср}} = (\sigma_{s0} + \sigma_{s1})/2,$$

где σ_{s0} — напряжение течения при $e = 0$; σ_{s1} — напряжение течения в конце деформирования ($e = e_{\max}$).

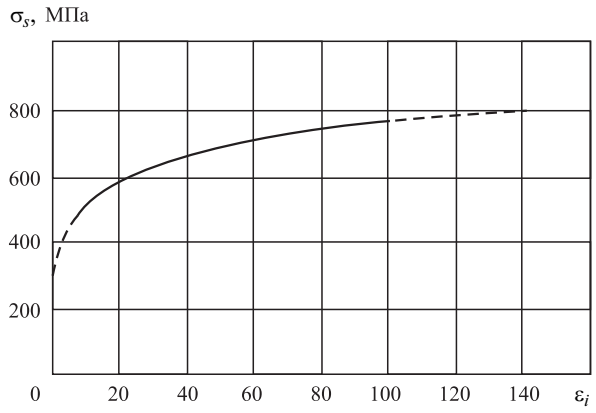


Рис. 3. Кривая упрочнения стали Ck15 в отожженном состоянии

Сопротивление деформированию определяют по формуле

$$\sigma_i = \sigma_s + \sigma_{тр},$$

где $\sigma_{тр}$ — напряжения от действия сил трения.

При этом

$$\sigma_{тр} = \frac{1}{3}\mu\sigma_s\frac{D}{H}$$

и соответственно сопротивление деформированию:

$$\sigma_i = \sigma_s\left(1+\frac{1}{3}\mu\frac{D}{H}\right) \text{ или } \sigma_i = \frac{\sigma_s}{\eta_F},$$

где μ — коэффициент трения; D и H — диаметр и высота заготовки после деформирования; η_F — коэффициент эффективности деформации.

Логарифмическая деформация при высадке:

$$e = \ln\frac{H}{h_0} \text{ или } e = \ln(1-\varepsilon),$$

где $\varepsilon = (h_0 - H)/h_0$ — относительная деформация (степень деформации) при высадке (осадке); h_0 — высота заготовки до деформирования.

Силу деформирования P при высадке рассчитывают по следующим формулам:

для осесимметричных деталей:

$$P = A_1\sigma_{s1}\left(1+\frac{1}{3}\mu\frac{D}{H}\right),$$

где A_1 — площадь поперечного сечения заготовки после высадки;

для деталей произвольной формы: $P = \dfrac{A_1\sigma_{s1}}{\eta_F}$.

Логарифмическая деформация e при прямом и обратном выдавливании (см. рис. 2): $e = \ln\dfrac{A_0}{A_1}$, где A_0 — площадь поперечного сечения заготовки до высадки.

Логарифмическая деформация e при обратном выдавливании тонкостенных деталей: $e = \ln\dfrac{D_0}{D_0 - d} - 0{,}16$,

где D_0 — диаметр заготовки; d — диаметр пуансона.

Силу деформирования P при выдавливании определяют по формулам:

для прямого выдавливания (рис. 4, *а*):

$$P = \frac{A_0\sigma_{s\,ср}\,e}{\eta_F},$$

где η_F = 0,4...0,75 (табл. 1);

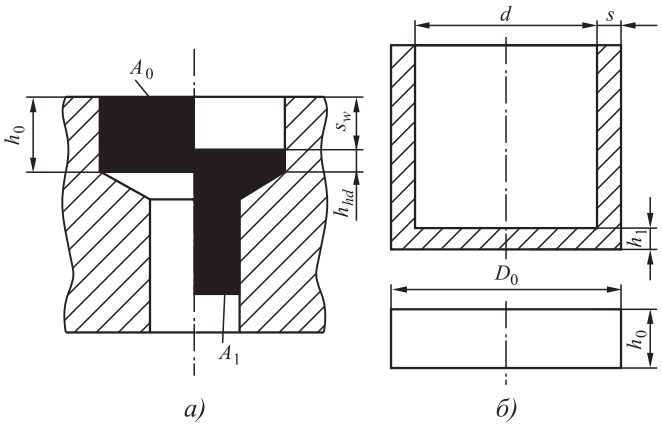


Рис. 4. Размеры заготовки и детали при прямом (*а*) и обратном (*б*) выдавливании:

а — h_{hd} — высота головки детали; $s_w = h_0 - h_{hd}$ — ход пуансона; *б* — $s_w = h_0 - h_1$ — ход пуансона; h_1 — толщина дна детали

для обратного выдавливания (рис. 4, *б*):

для тонкостенных деталей ($D_0/s \leqslant 10$):

$$P = \frac{A_0\sigma_{s\,ср}\,e}{\eta_F},$$

где s — толщина стенки детали после обратного выдавливания;

для толстостенных деталей ($D_0/s \geqslant 10$):

$$P = \frac{A_0\sigma_{s\,ср}\,e}{\eta_F}\left(2+0{,}25\frac{h_0}{s}\right),$$

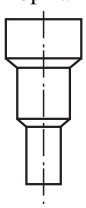
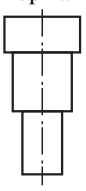
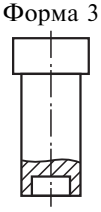
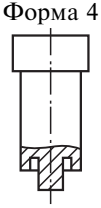
где η_F = 0,48...0,6 (табл. 2).

Сила обрезки по контуру и просечки отверстия:

$$F = \tau A,$$

где τ — касательное напряжение сдвига; A — площадь среза или просечки;

1. Коэффициент эффективности деформации η_F в зависимости от формы детали и логарифмической деформации *e* при прямом выдавливании

e	η_F			
	Форма 1 	Форма 2 	Форма 3 	Форма 4 
<0,4...0,6	0,6	0,55	0,45	0,4
>0,6...1,0	0,65	0,6	0,5	0,45
>1,0...1,6	0,7	0,65	0,55	0,5
>1,6	0,75	0,7	0,6	0,55

2. Коэффициент эффективности деформации η_F в зависимости от формы детали и логарифмической деформации *e* при обратном выдавливании

e	η_F			
	Форма 1	Форма 2	Форма 3	Форма 4
0,4	0,55	0,52	0,5	0,48
>0,4...1,2	0,57	0,55	0,52	0,5
>1,2...1,8	0,58	0,56	0,54	0,52
>1,8	0,6	0,58	0,56	0,55

При изготовлении деталей на многопозиционных прессах и автоматах максимальная деформирующая сила в конце хода ползуна равна сумме сил штамповки на каждой позиции высадки.

Пример 1. Необходимо определить размеры исходной заготовки, число переходов штамповки и силу деформирования при высадке детали типа стержня с цилиндрической головкой (рис. 5).

Материал детали: сталь Ck35 (российский аналог — сталь 35, ГОСТ 1050—2013). Коэффициент эффективности деформации $\eta_F = 0{,}6$; коэффициент трения $\mu = 0{,}15$.

Сначала определим объем высаживаемой части заготовки:

$$V_{hd} = \frac{d^2\pi}{4}h = 14\ 137\ \text{мм}^3.$$

Принимаем исходный диаметр заготовки $d_0 = 20$ мм.

При этом площадь поперечного сечения заготовки: $A_0 = \frac{d_0^2\pi}{4} = 314{,}2\ \text{мм}^2$.

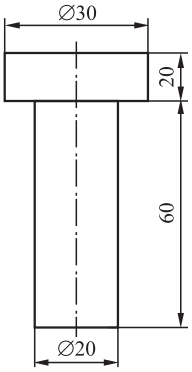


Рис. 5. Деталь типа стержня с цилиндрической головкой, изготовляемая высадкой

Начальная высота высаживаемой части: $h_{0hd} = \frac{V_{hd}}{A_0} = 45$ мм.

Длина заготовки: $L = h_{0hd} + h_{sh} = 105$ мм, где h_{sh} — длина невысаживаемой части стержня.

Относительная высаживаемая длина заготовки: $\psi = \frac{h_{0hd}}{d_0} = 2{,}25$.

Логарифмическая деформация: $e = \ln\frac{H}{h_{0hd}} = 0{,}81$.

Полученное значение логарифмической деформации сравниваем с допустимой деформацией для стали Ck35 (табл. 3). При этом $e_{доп} = 1{,}4$. Следовательно, высадка возможна за один переход.

Напряжение течения (справочные данные для стали Ck35): $\sigma_{s0} = 340$ МПа при $e = 0$; $\sigma_{s1} = 920$ МПа при $e = 0{,}81$.

Среднее напряжение течения $\sigma_{s\,ср} = 630$ МПа.

Сила высадки:

$$P = A_1\sigma_{s1}\left(1 + \frac{1}{3}\mu\frac{D}{H}\right) = 699\ 082{,}8\ \text{Н} \approx 699\ \text{кН}.$$

Пример 2. Необходимо определить размеры исходной заготовки и силу деформирования при прямом выдавливании детали типа стержня с цилиндрической головкой (рис. 6).

Материал детали: сталь 42CrMo4, DIN EN 10263-4 (российский аналог — сталь 40ХФА, ГОСТ 4543—71). Коэффициент эффективности

3. Допустимая деформация некоторых зарубежных сталей при высадке [4]

Материал	$e_{доп}$
Al99.88	2,5
AlMgSil	1,5...2,0
Ms63—85 CuZn37—CuZn15	1,2...1,4
Ck10—Ck22 St42—St50	1,3...1,5
Ck35—Ck45 St60—St70	1,2...1,4
Cf53	1,3
16MnCr5 34CrMo4	0,8...0,9
15CrNi6 42CrMo4	0,7...0,8

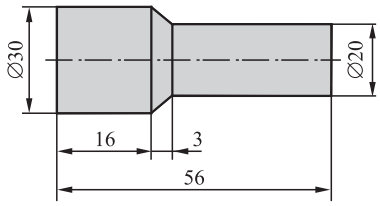


Рис. 6. Деталь типа стержня с цилиндрической головкой, изготовляемая прямым выдавливанием

деформации η_F = 0,65; коэффициент трения μ = 0,15.

Объем детали:

$$V_F = \frac{D^2\pi}{4}h_1 + \frac{\pi}{12}h_2\left(D^2 + Dd + d^2\right) + \frac{d^2\pi}{4}h_3 = 24\ 413\ \text{мм}^3.$$

Потери объема при травлении исходного металла (2 % от исходного объема): $V_{\text{Me}} = 488$ мм^3.

Объем исходной заготовки: $V = V_F + V_{\text{Me}} = 24\ 901$ мм^3.

Определяем размеры заготовки. Принимаем исходный диаметр заготовки d_0 = 30 мм. Площадь поперечного сечения заготовки: $A_0 = \frac{d_0^2\pi}{4} = 706{,}5$ мм^2.

Длина заготовки: $h_0 = \frac{V}{A_0} = 35{,}24$ мм, принимаем h_0 = 35 мм.

Логарифмическая деформация: $e = \ln\frac{A_0}{A_1} = 0{,}81$.

Полученное значение степени деформации сравниваем с допустимой деформацией для стали 42CrMo4 (табл. 4 и 5). При этом $e_{\text{доп}}$ = 1,4.

4. Рекомендуемая (предельно допустимая) относительная деформация некоторых отечественных сталей при выдавливании, % [1]

Марка стали	Выдавливание			
	прямое		обратное полого стержня	канальное поперечное
	сплошного стержня	полого стержня		
05кп, 05	75 (90)	75 (85)	70 (80)	60 (70)
08кп, 08, 10кп, 10 12кп, 15кп, 15, 18	70 (80) 65 (75)	65 (75) 60 (75)	60 (75) 60 (70)	55 (65) 50 (60)
20кп, 20, 25, 30, 15Х, 20Х	65 (75)	60 (70)	55 (65)	45 (50)
25, 15Г, 15Х, 20Х, 35	60 (70)	55 (65)	50 (60)	70 (50)
30, 20Г, 40, 45, 30Х, 35Х, 15ХФ, 20ХФ, 15ХМ		50 (60)		— (40)
35, 40, 25Г, 30, Х, 35Х, 38ХА, 20Г2, 35Г2	50 (65)	45 (55)	40 (50)	—
18ХГ, 30ХМ, 18ХТГ, 40Х, 45Х	40 (65)	40 (50)	–	—
20ХН, 12ХН3А, 18ХГН, 16ХСН	40 (60)	ПГ (50)	–	—
45, 50, 30Г, 20ХГСА	40 (55)	ПГ (40)	ПГ (40)	—
35Г, 40Г, 30ХГСА, 35ХГСА, 30ХМА, 45Г			—	—
50Г			—	—
40ХН, 45ХН	35 (50)	ПГ	ПГ	—
50ХН, 20ХН3А, 30ХГНА, 38ХГН				
25Х2Н4МА				
08Х13, 12Х13, 20Х13	35 (40)			
08Х18Н10, 12Х18Н9, 08Х18Н10Т, 12Х1Н9Т	ПГ (40)			

Примечание. ПГ — выдавливание с предварительным подогревом до условий теплой или полугорячей обработки.

5. Допустимая логарифмическая деформация некоторых зарубежных сталей при выдавливании [4]

Материал	Выдавливание	
	прямое	обратное
Al99.5—99.8	3,9	4,5
AlMgSi0.5; AlMgSi1; AlMg2; AlCuMg1	3,0	3,5
CuZn15—CuZn37 (Ms63); CuZn38Pb1	1,2	1,1
Mbk6; Ma8 и стали с низким содержанием C	1,4	1,2
Ck10; Ck15; Cq10; Cq15	1,2	1,1
Cq22; Cq35; 15Cr3	0,9	1,1
Ck45; Cq45; 34Cr4; 16MnCr6	0,8	0,9
42CrMo4; 15CrNi6	0,7	0,8

Напряжение течения (справочные данные для стали 42CrMo4): σ_{s0} = 420 МПа при e = 0; σ_{s1} = 1080 МПа при e = 0,81.

Среднее напряжение течения $\sigma_{s\,\text{ср}}$ = 750 МПа.

Сила выдавливания:

$$P = \frac{A_0 \sigma_{s\,\text{ср}}\, e}{\eta_F} = 613\,141 \text{ Н} \approx 613 \text{ кН}.$$

Пример 3. Необходимо определить размеры исходной заготовки и силу деформирования при обратном выдавливании детали типа стакан (рис. 7).

Материал детали: алюминиевый сплав Al99.5 (российский аналог — алюминиевый сплав АД0, ГОСТ 4784—97). Коэффициент эффективности деформации η_F = 0,58; коэффициент трения μ = 0,15.

Объем детали:

$$V_F = d_1^2 \frac{\pi}{4} s_b + \frac{\pi}{4} h_1 \left(D^2 - d_1^2\right) = 6386{,}7 \text{ мм}^3.$$

Потери объема при травлении исходного металла (1...2 % от исходного объема): $V_{\text{Me}} \approx 64$ мм^3.

Объем исходной заготовки: $V = V_F + V_{\text{Me}} = 6451$ мм^3.

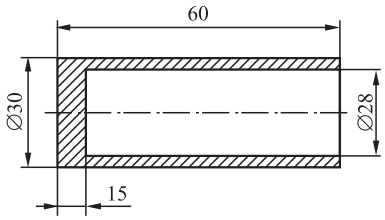


Рис. 7. Деталь типа стакан

Определяем размеры заготовки. Принимаем исходный диаметр заготовки d_0 = 30 мм. Площадь поперечного сечения заготовки: $A_0 = \frac{d_0^2 \pi}{4} = 706{,}5$ мм^2.

Высота заготовки: $h_0 = \frac{V}{A_0} = 9{,}13$ мм, принимаем h_0 = 9 мм.

Логарифмическая деформация: $e = \ln \frac{D_0}{D_0 - d} - 0{,}16 = 2{,}54$.

Напряжение течения (справочные данные для сплава Al99.5): σ_{s0} = 60 МПа при e = 0; σ_{s1} = 184 МПа при e = 2,54.

Среднее напряжение течения $\sigma_{s\,\text{ср}}$ = 122 МПа.

Сила выдавливания:

$$P = \frac{A_0 \sigma_{s\,\text{ср}}\, e}{\eta_F}\left(2 + 0{,}25 \frac{h_0}{s}\right) = 455\,836 \text{ Н} \approx 456 \text{ кН}.$$

Ход пуансона при выдавливании: $s_w = h_0 - h_1 = 7{,}5$ мм.

Пример 4. Необходимо определить размеры исходной заготовки, число переходов штамповки и силу деформирования при штамповке детали типа ступенчатый стержень с шаровой головкой (рис. 8).

Материал детали: сталь Ck15 (российский аналог — сталь 15, ГОСТ 1050—2013). Коэффициент эффективности деформации η_F = 0,7; коэффициент трения μ = 0,15.

Объем шаровой головки:

$$V_{\text{ш}} = \frac{4}{3}\pi R^3 - \pi h^2 \left(R - \frac{h}{3}\right) = 63\,617 \text{ мм}^3.$$

Объемы стержней: V_1 = 24 740 мм^3; V_2 = 7854 мм^3.

Общий объем детали: $V = V_{\text{ш}} + V_1 + V_2 = 96\,211$ мм^3.

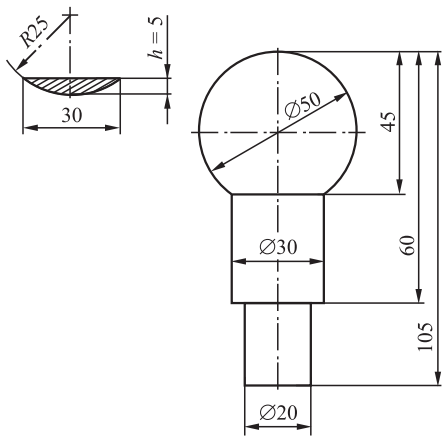


Рис. 8. Деталь типа ступенчатый стержень с шаровой головкой

Диаметр заготовки: $d_0 = \sqrt[3]{\frac{4V_ш}{\pi s}} = 34,34$ мм^3, принимаем d_0 = 35 мм; s = 2 мм.

Высота заготовки: $h_0 = \frac{V}{A_0} = 99,99$ мм, принимаем h_0 = 100 мм.

Начальная высота высаживаемой части: $h_{0ш} = \frac{V_ш}{A_0} = 66,1$ мм.

Логарифмическая деформация: $e = \ln\frac{A_0}{A_1} = \ln\frac{d_0^2}{d_1^2} = 1,12$.

Полученное значение степени деформации сравниваем с допустимой деформацией для стали Ck15. При этом $e_{доп}$ = 1,2.

Напряжение течения (справочные данные для стали Ck15): σ_{s0} = 280 МПа при e = 0; σ_{s1} = 784 МПа при e = 1,12.

Среднее напряжение течения $\sigma_{s\,ср}$ = 532 МПа.

Сила выдавливания ступенчатого стержня:

$$P = \frac{A_0\sigma_{s\,ср}\,e}{\eta_F} = 818\ 948 \text{ Н} \approx 819 \text{ кН}.$$

Ход пуансона при выдавливании: $s_w = h_0 - h_{0ш}$ = 33,9 мм.

Логарифмическая деформация: $e = \ln\frac{h_{0ш}}{h_ш} = 0,384$.

Полученное значение логарифмической деформации сравниваем с допустимой деформацией для стали Ck15 (см. табл. 3). При этом $e_{доп}$ = 1,5. Следовательно, высадка возможна за один переход.

Напряжение течения σ_{s1} = 670 МПа при e = 0,384.

Среднее напряжение течения $\sigma_{s\,ср}$ = 475 МПа.

Сила высадки:

$$P = A_1\sigma_{s1}\left(1 + \frac{1}{3}\mu\frac{D}{H}\right) = 1\ 387\ 896,7 \text{ Н} \approx 1388 \text{ кН}.$$

На рис. 9 приведены технологические переходы штамповки детали типа ступенчатый стержень с шаровой головкой, включающие в себя прямое выдавливание стержня и высадку шаровой головки.

Заключение. Представленная методика проектного расчета сил деформирования для основных операций холодной объемной штамповки на прессах и автоматах (осадка, высадка, выдавливание, обрезка, пробивка), основанная на обобщении опыта крупнейших отечественных и мировых машиностроительных предприятий, позволяет выбрать необходимое число технологических переходов штамповки, рассчитать потребную силу деформирования для выбора кузнечно-прессового оборудования и может быть использована в производственных условиях.

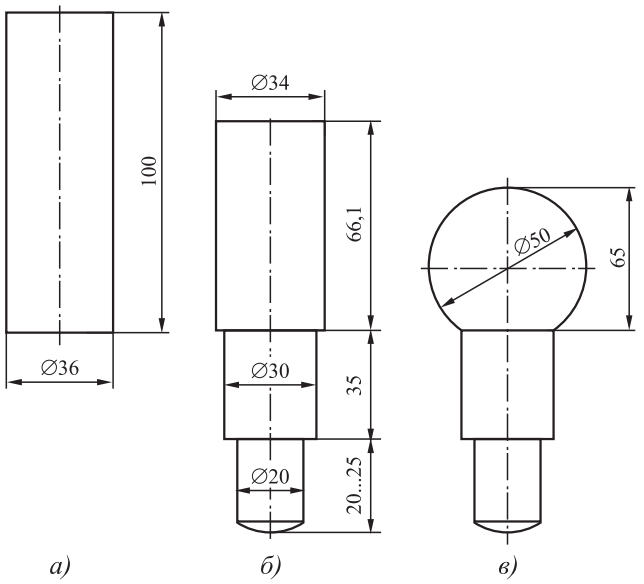


Рис. 9. Технологические переходы штамповки детали типа ступенчатый стержень с шаровой головкой:

а — заготовка; *б* — прямое выдавливание стержня; *в* — высадка шаровой головки

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева; под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

2. **Вопросы** повышения качества шаровых пальцев / Е.И. Семенов, В.Ю. Лавриненко // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 4. С. 28—37.

3. **Лавриненко В.Ю.** Компьютерное моделирование для автоматизации проектирования технологических процессов холодной объемной штамповки // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 1. С. 37—41.

4. **Lange K., Kammerer M., Poelandt K.** Filesspressen. Berlin: Springer, 2008. 523 p.

5. **Kersten F., Sluyts J.** NEDSCHROEF. Fastener Applications in the automotive industry. Seminar. Belzan, 1998. 95 p.

6. **Лавриненко Ю.А., Лавриненко В.Ю. и др.** Объемная штамповка на автоматах: учеб. пособие. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 264 с.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,
vladyasha@mail.ru

УДК 621.979.132-134

А.Т. Крук *(Воронежский государственный технический университет),*
В.И. Соков *(ОАО "Тяжмехпресс", г. Воронеж)*

Определение параметров типовых технологических графиков нагрузки кривошипных горячештамповочных прессов

Принятые за основу, экспериментально полученные параметры типовых технологических графиков универсальных кривошипных горячештамповочных прессов (КГШП) в диапазоне номинальных сил от 1 до 100 МН обработаны с помощью степенных зависимостей для получения минимальных отклонений применительно к номенклатуре КГШП ОАО "Тяжмехпресс" с продлением ряда номинальных сил до 165 МН.

Ключевые слова: кривошипный горячештамповочный пресс; график технологической нагрузки.

Taken as basis, the experimentally found parameters of the universal hot-stamping crank presses (HSCP) standard technological diagrams in the range of nominal forces from 1 to 100 MN are processed using the power characteristic aiming to obtain the minimum deviation with respect to the JSC "Tjazhmekhpress" HSCP nomenclature with the extension of the range of nominal forces up to 165 MN.

Keywords: hot-stamping crank press; processing load diagram.

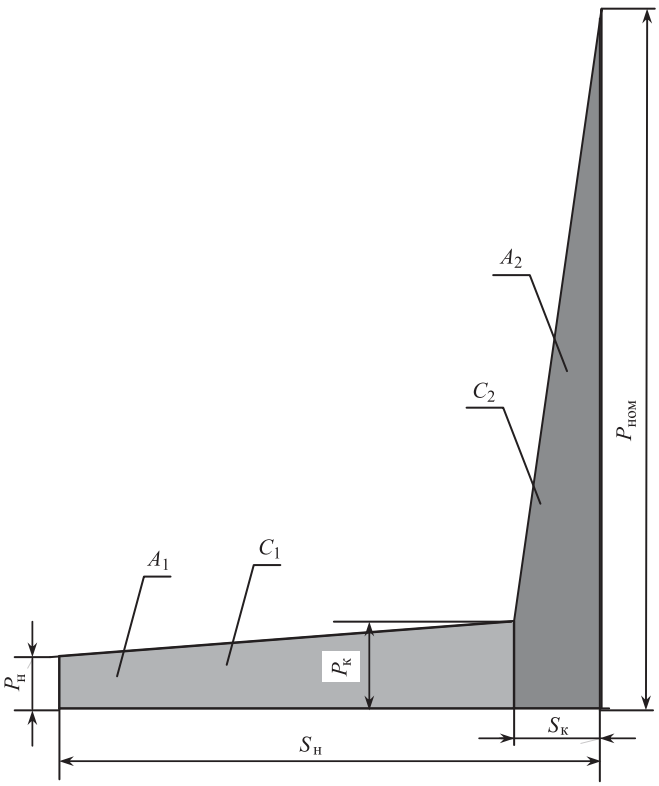
Основанием для расчета силовых и энергетических параметров прессов является выполняемая на них технологическая операция.

Для *кривошипных горячештамповочных прессов* (КГШП), которые являются прессами универсального назначения, И.В. Гиршем и В.Ф. Волковицким (Испытания механических горячештамповочных прессов: отчет № 1-37-56. М.: ЦНИИТМАШ, 1957. 127 с.) определены типовые графики технологического нагружения, аппроксимированные линейными зависимостями (см. рисунок) с параметрами, соответствующими табл. 1.

Однако привязка конкретных цифр параметров графика к параметрам пресса не всегда удобна, а известные аппроксимации $P_к = (0{,}12...0{,}2)P_{ном}$, $A = (0{,}1...0{,}15)P_{ном}S_н$ (Ланской Е.Н., Банкетов А.Н. Элементы расчета деталей и узлов кривошипных прессов. М.: Машиностроение, 1966. 360 с.) и $P_к = 0{,}2P_{ном}$; $P_н = 0{,}08P_{ном}$; $S_н = 0{,}13S$; $S_к = 0{,}01S$ (Мартынов Н.Ф. Анализ основных параметров и исследование динамики привода кривошипных горячештамповочных прессов: дис. ... канд. техн. наук. М.: ВЗМИ, 1978. 177с.) не всегда позволяют получить результаты, близкие к исходным данным табл. 1, дают значительные погрешности, особенно для прессов больших номинальных сил.

При создании КГШП номинальных сил 125...160 МН необходимо иметь закономерности изменения соотношений соответствующих расчетных параметров.

Предлагаемая аппроксимация, основанная на использовании степенной зависимости $y = kx^n$,



Типовой график технологической операции КГШП:
$P_{ном}$ — номинальная сила пресса (максимальная сила деформирования при окончательной штамповке); $P_н$, $P_к$ — сила пресса, необходимая для штамповки в начальный и конечный периоды операции осадки; $S_н$ — полный ход ползуна при выполнении технологической операции; $S_к$ — ход ползуна пресса при окончательной штамповке; A_1, C_1 — работа и жесткость при деформировании поковки при осадке; A_2, C_2 — работа и жесткость при деформировании поковки при окончательной штамповке

1. Параметры типового технологического графика КГШП

Номинальная сила пресса $P_{ном}$, МН	$P_н$	$P_к$	$S_н$	$S_к$
	кН		мм	
2,5	84,9	282	20	2
5	191,5	685	30	2
7,5	293,9	950	35	2
10	429,8	1326	40	2
15	637,0	2138	50	2
20	1032,2	3140	60	2,5
25	1336,8	3974	65	2,5
30	1750,0	4906,2	65	2,5
40	2619,0	7065	75	3,0
60	4032,5	11 040	95	3,75
80	5730,0	15 900	120	4,5
100	6959,0	19 620	135	5,0

позволяет получить единую зависимость параметров графика технологической нагрузки в функции номинальной силы пресса $P_{ном}$ [1].

Аппроксимацию осуществляем для выпускаемых ОАО "Тяжмехпресс" (ОАО "ТМП") прессов (10...100 МН) и распространим на тяжелые КГШП [2], прессы бóльших номинальных сил (до 165 МН включительно).

Математическая обработка статистических данных столбцов 1 и 2 табл. 1 по формуле $P_н = \bar{k}P_{ном}^n$ позволила получить зависимость

$$P_н = 0,0113359P_{ном}^{1,2}.$$

При этом дисперсия полученного значения k:

$$V = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left(x_i - \bar{x}\right)^2 = 5,1268\cdot 10^{-7},$$

а среднее квадратичное отклонение

$$SD = \sqrt{\frac{1}{n-1}\sum_{i=1}^{n}\left(x_i - \bar{x}\right)^2} = 7,5945\cdot 10^{-4}.$$

При обработке данных поставлена задача: по известным значениям $P_н$ и $P_{ном}$ определить значение n, при котором среднее значение $\bar{k}$ имеет минимальные отклонения от текущих значений k. При аналогичной математической обработке столбцов 1 и 3 табл. 1 получена зависимость

$$P_к = 0,0494351P_{ном}^{1,15}$$

при $V = 1,8896\cdot 10^{-6}$ и $SD = 1,458\cdot 10^{-3}$.

Таким же образом проводилась обработка типового графика технологического нагружения с точки зрения работы A, необходимой для выполнения технологической операции.

Обработка данных по технологической работе тем же методом по формуле $A = \bar{k}P_{ном}^n$ позволила получить следующие зависимости (табл. 2):

$$A_1 = 0,0405P_{ном}^{1,65};\ A_2 = 0,0294P_{ном}^{1,5};$$

$$A_{общ.техн} = 0,0524P_{ном}^{1,65}.$$

Зависимости (см. табл. 2) позволили получить значения работ $A_{общ.техн}$ для прессов 125, 140 и 165 МН.

Используя полученные зависимости по определению работы и сил $P_н$ и $P_к$ и формулы для определения A_1 и A_2 из табл. 2, определим величины $S_к$ и $S_н$ для прессов ОАО "ТМП", необходимые для получения соответствующей работы технологической операции (табл. 3) [1].

2. Результаты обработки значений работы деформирования по формуле $A = \bar{k}P_{ном}^n$

$P_{ном}$, МН	$A_1 = \frac{P_н + P_к}{2}(S_н - S_к)$	$A_2 = \frac{P_{ном} + P_к}{2}S_к$	$A_{общ.техн} = A_1 + A_2$
	кДж		
2,5	3,3021	2,782	6,0841
5	11,571	5,635	17,206
7,5	20,52435	8,450	28,97435
10	33,3602	11,326	44,6862
15	66,600	17,138	83,738
20	119,950	28,925	148,887575
25	165,9625	36,2175	202,180
30	208,00625	43,63275	251,639
40	348,624	70,5957	419,2215
60	687,6828	133,200	820,8828
80	1249,1325	217,750	1464,907
100	1794,0825	299,050	2093,1325
125	2330,0033	410,8775	2740,8808
140	2809,094	487,0116	3296,1056
165	3501,4908	595,0141	4096,4149

3. Параметры типовых технологических графиков современного ряда КГШП

$P_{ном}$, МН	A_2, кДж	$S_к$, мм	A_1, кДж	$P_н$	$P_к$	$S_н$, мм	$C_1 = \frac{P_к - P_н}{S_н - S_к}$	$C_2 = \frac{P_{ном} - P_к}{S_к}$
				кН			кН/мм	
10	9,3	1,68	36,1	451,29	1393,28	40,767	24,09	5270
16	18,8	2,046	78,4	793,23	2392,08	51,265	32,48	6650
25	36,8	2,535	163,7	1355,14	3996,4	63,715	43,17	8280
40	74,4	3,174	355,5	2381,92	6861,31	80,098	58,23	10 440
63	147	3,94	752,3	4198,63	11 568,57	99,181	77,38	13 050
80	210,4	4,42	1115,7	5472,47	15 226,2	112,227	90,47	14 650
100	294	4,91	1612,3	7152,47	19 680,59	125,085	104,25	14 650
125	410,9	5,46	2330	9348,63	25 438,09	139,419	120,1	16 360
140	487	5,764	2809,1	10 710,49	28 979,12	147,317	129,05	18 040
165	595	6,14	3501,5	12 751,87	33 789,05	156,609	139,81	19 260

При расчете необходимой мощности электродвигателя к работе технологической операции необходимо прибавлять работу деформации пресса, которая графически добавляется к типовому графику технологической операции путем увеличения номинального рабочего хода $S_н$ на деформацию пресса при номинальной силе $P_{ном}$.

Такой же рабочий ход добавляется после прохождения ползуном крайнего нижнего положения.

Деформацию пресса Δ, мм, при приложении номинальной силы $P_{ном}$, МН, можно определить из формулы жесткости $C = 2\sqrt{P_{ном}}$, откуда $\Delta = P_{ном}/C$.

В табл. 4 (колонка 6) приведены значения работы деформирования для КГШП от 6,3 до 160 МН и для сравнения — значения работ деформирования, полученные в работах [4], [3] и [1] в привязке к номинальным силам принятого ряда КГШП.

Обозначения работы деформирования в табл. 4 приведены без изменения, как это было принято авторами работ [1, 3, 4]:

W_u — чистая работа деформирования при осадке круглой заготовки до высоты "блина", обеспечивающая диаметр поковки, близкий к окончательному размеру готовой поковки;

E_p — рекомендуемые значения полезной работы прессов, кДж, по эмпирической формуле $E_p = F_N^{1,7}$, где F_N — номинальная сила пресса, МН;

$A_{д.н}$ — полезная работа деформирования, которую должен обеспечить КГШП при номинальной нагрузке при формообразовании поковки в предварительном ручье штампа;

4. Сопоставление значений работы деформирования [1, 3, 4] и данных ОАО "ТМП"

$P_{ном}$, МН	W_u [4]	E_p [4]	$A_{д.н}$ [3]	$A_{общ.техн}$ [1]	$A_ш$ (по данным ОАО "ТМП"
	кДж				
6,3	4,79	22,8	25	20	19
10	14,4	50,1	50	45	39
16	47,8	111,4	116	97,4	98
25	166	238	200	202	180
40	612	529	400	419	426
63	1440	1145	800	699	800
80	2192	1719	1120	1465	971
100	3234	2512	1660	2093	1320
125	4556	3671	2240	2740	1727
160	6692	5585	3150	4096	3150

$A_ш$ — полезная работа деформирования поковки без учета деформации пресса, закладываемая в расчет КГШП ОАО "ТМП";

$A_{общ.техн}$ — суммарная работа деформирования поковки по графику (см. рисунок).

Предложенный ряд значений работ деформирования поковок (см. табл. 3) в привязке к ряду номинальных сил КГШП базируется на математической обработке экспериментальных результатов замеров сил штамповки

реальных деталей и опытных поковок, имеющих различную конфигурацию и силы сопротивления деформированию, что предполагает их использование применительно к КГШП универсального назначения (обычно это легкие и средние прессы до 63 МН).

Авторы [3], используя полученные И.В. Гиршем и В.Ф. Волковицким экспериментальные графики к параметрам предварительной операции штамповки, увязали их с номинальной силой пресса и получили иные результаты применительно к тяжелым КГШП, которые чаще всего являются прессами специального назначения, применяемые для штамповки поковок автомобильных деталей: коленчатых валов и балок передней оси, и реже — трубопроводных фланцев.

В случаях когда поковки имеют простую форму, без существенного перепада размеров в ее диаметральном сечении применение двух операций, т.е. предварительной и окончательной штамповки, становится излишним и процесс изготовления поковок на КГШП включает в себя только осадку в торец плоским бойком и штамповку в окончательном ручье с образованием заусенца.

Такой подход к технологии штамповки применен в работе [4] для определения работы деформирования в привязке к номинальным силам ряда КГШП для штамповки круглой в плане поковки максимально допускаемого для каждого пресса диаметра.

При использовании материала с высокими механическими характеристиками ($\sigma_s = 80$ Н/мм^2 при 1200 °С) получены очень большие необходимые работы деформирования W_u (см. табл. 4).

Применение эмпирической формулы зависимости допустимой энергии деформирования E_p от номинальной силы выбираемого пресса F_N также приводит к необоснованно завышенным значениям необходимых возможностей КГШП с точки зрения допустимой работы, особенно для тяжелых КГШП (свыше 63 МН).

Однако тенденция производить КГШП самой большой мощности сохраняется. В качестве подтверждения стремления получения повышенных работ деформирования может служить запрос фирмы Bharat Forge Kilsta AB, известного мирового производителя крупных поковок, которая рассматривает производство поковок максимальными размерами до 2300 мм и массой до 200 кг (балка передней оси автомобиля, коленчатые валы) с потребной энергией деформирования 2800 кДж, что значительно меньше, чем рекомендовано в [4] для прессов 160 МН.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Крук А.Т.** Разработка конструкции и методики проектирования тяжелых кривошипных горячештамповочных прессов: дис. ... канд. техн. наук. М.: МВТУ, 2000. 258 с.

2. **Машиностроение.** Энциклопедия. Т. IV-4. Машины и оборудование кузнечно-штамповочного и литейного производства / под ред. Ю.А. Бочарова, И.В. Матвеенко. М.: Машиностроение, 2005. Гл. 3.8. С. 246—276.

3. **Федоркевич В.Ф., Соков В.И., Дибнер Ю.А.** Определение полезной работы пластического деформирования поковки применительно к кривошипным горячештамповочным прессам // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2001. № 4. С. 28—32.

4. **Rau G.** Das Arbeitsvermgen von Kurbelpressen und Hmmern zum Gesenkschmieden // Werkstatt und Betrieb. 1979. 1 12. 4. S. 259—262.

Александр Тимофеевич Крук, д-р техн. наук,
kruk938@mail.ru;
Владимир Ильич Соков, канд. техн. наук

УДК 621.774.3:621.778.04

В.Н. Бутрим, В.Н. Каширцев *(ОАО "Композит", г. Королев),*
М.В. Егоров, А.В. Митрошенков *(ООО "ЭЛЕМАШ-СПЕЦТРУБПРОКАТ", г. Электросталь)*

Технология изготовления капиллярных трубок из высокохромистого никелевого сплава

Рассмотрены технологические аспекты повышения качества капиллярных трубок из высокохромистого сплава ХН50ВМТЮБ, предназначенных для использования в системе подачи топлива и контроля давления в камере термокаталитических двигателей космических аппаратов. Технология включает в себя выплавку исходного электрода в вакуумной индукционной печи с использованием шихтовых материалов высокой чистоты, рафинирующий электрошлаковый переплав, деформацию слитка на промежуточную трубную заготовку и переработку заготовки в капиллярную трубку, состоящую из операций валковой прокатки, роликовой холодной прокатки и волочения с промежуточной термической обработкой.

Ключевые слова: капиллярная трубка; вакуумно-индукционная плавка; электрошлаковый переплав; холодная прокатка; волочение; термическая обработка.

Technological aspects for quality improvement of capillary tubes from high-chromium alloy 50Ni—Cr—W—Mo—Nb—Ti—Al for use in fuel feed and pressure control systems of thermal-catalytic engines are presented. The technology includes the smelting of electrode in vacuum induction furnace, electroslag remelting of ingot, extruding round billet and processing of capillary tube by use of processes of roll rolling, roller cold rolling and drawing with intermediate heat treatment.

Keywords: capillary tube; vacuum induction smelting; electroslag remelting; roll rolling; drawing; heat treatment.

Введение. Капиллярные трубки из высокохромистого сплава ХН50ВМТЮБ (ВХ4А, ЭП648-ВИ) предназначены для изготовления элементов систем контроля давления в камере разложения рабочего тела и подачи топлива термокаталитических двигателей коррекции орбиты, стабилизации и ориентации космических аппаратов.

Из условия обеспечения строго дозированной подачи топлива и обеспечения работоспособности двигателя в течение более 7 лет эксплуатации в условиях космического пространства к геометрическим параметрам и механическим характеристикам капиллярных трубок предъявляют следующие технические требования: внутренний диаметр $d_{вн}$ = ((0,18; 0,6; 0,8 и 0,975) ± 0,03) мм, наружный диаметр d = 0,5; 1,0; 1,2 и 1,43 мм соответственно; параметр шероховатости внутренней поверхности Ra = 3,2 мкм; параметр шероховатости наружной поверхности Ra = 1,6 мкм; предел прочности $\sigma_в \geqslant 784$ МПа; относительное удлинение $\delta \geqslant 10$ %; работоспособность при воздействии температуры до 1300 °С и продуктов разложения топлива.

Химический состав сплава ХН50ВМТЮБ и ограничения по содержанию примесей (табл. 1) регламентированы техническими условиями ТУ 1-809-321—87.

Цель постановки работы по освоению малотоннажного производства капиллярных трубок из сплава ХН50ВМТЮБ — устранение дефицита и зависимости от поставок продукции зарубежного производства в связи с ухудшением качества поставляемой по импорту металлургической продукции из-за несоответствия требованиям по шероховатости внутренней поверхности, содержанию и размеру неметаллических

1. Химический состав сплава ХН50ВМТЮБ

Содержание элементов, % мас.						
Ni	Cr	W	Mo	Nb	Ti	Al
Основа	32...35	4,3...5,3	2,3...3,3	0,5...1,1	0,5...1,1	0,5...1,1

Примеси, % мас., не более			
O	N	Fe	S
0,06	0,04	0,5	0,01

включений (размером более 300 мкм) (рис. 1), а также предотвращение угрозы прекращения поставок из-за малой потребности.

При выборе технологической схемы и отработке технологического процесса производства капиллярных трубок принят во внимание следующий опыт выплавки и деформации высокохромистых сплавов.

В промышленных условиях ОАО "Металлургический завод "Электросталь" слитки из сплава ХН50ВМТЮБ выплавляют в вакуумно-индукционной печи емкостью 2,5 т при остаточном разрежении в камере печи 6,67 Па ($5\cdot10^{-2}$ мм рт. ст.) с использованием в завалке нерафинированного электролитического хрома ЭХ, электролитического никеля Н1, металлического вольфрама, молибдена, ниобий-алюминиевой лигатуры и отходов сплава ЭП648 [1]. Совместно с хромом в тигель загружают флюсораскислительную смесь, состоящую из 50 % мас. флюса АНФ-1 и 50 % мас. никель-магниевой лигатуры с содержанием магния 16 % мас. После полного расплавления шихты осуществляют перемешивание, легирование, доводку металла до заданного химического состава и разливку в изложницы.

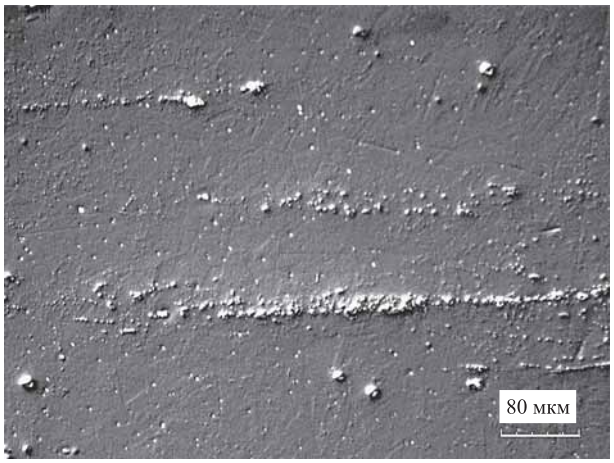


Рис. 1. Включения в структуре трубной заготовки промышленного производства

Ю.Н. Пономаревым [2, 3] для выплавки слитков из сплава ВХ4А рекомендована технология выплавки сплава в вакуумно-индукционной печи в среде очищенного аргона при давлении 48...101 кПа (360...760 мм рт. ст.) с предварительной дегазацией вольфрама и никеля в твердом состоянии при нагреве до 1100...1200 °С в вакууме 8,67...10,4 Па ($6{,}5\cdot10^{-2}$...$7{,}8\cdot10^{-2}$ мм рт. ст.) (разливка сплава при температуре 1560...1620 °С) и последующим вакуумно-дуговым переплавом при линейной плотности тока дуги 150...230 А/см и напряжении 23...28 В, при этом глубина жидкой ванны равна 0,5...0,8 диаметра слитка.

В работах [4, 5] рекомендовано проводить предварительный переплав электролитического никеля в вакууме для его рафинирования от газовых примесей с последующей выплавкой сплава в атмосфере аргона.

Г.М. Ворониным (Влияние некоторых металлургических факторов на механические свойства хромовых сплавов // Жаропрочные и тугоплавкие сплавы. 1977. Вып. 3. С. 219—223.) для увеличения низкотемпературной пластичности рекомендовано вводить в сплав 0,1 % мишметалла.

Применение *электрошлакового переплава* (ЭШП) на постоянном токе в атмосфере аргона позволяет очистить металл от включений и других вредных примесей, повысить плотность, однородность структуры и химического состава металла [6].

Учитывая взаимодействие хрома с активными газами, нагрев металла под деформацию должен проводиться в вакууме, в среде инертного или восстановительного газа, однако из-за высокой упругости паров хрома нагрев и деформация слитков в вакууме могут осуществляться только при невысоких температурах. Хорошие результаты дает деформация слитков хрома, помещенных в металлическую оболочку (Панасюк И.О. Хром и его сплавы: обзор зарубежной и некоторой отечественной литературы за 1950—1960 гг. М.: ОНТИ, 1961. 40 с.).

Перед деформацией слитки необходимо нагревать до температуры 1275...1300 °С в камерной печи или до 1350 °С в индукционной печи; прессование следует проводить в температурном интервале 1100...1250 °С [3].

Комплексная технология, разработанная и освоенная в рамках межотраслевой кооперации предприятий ОАО "Композит" и ООО "ЭЛЕМАШ-СПЕЦТРУБПРОКАТ", включает в себя выплавку исходного металла в

2. Химический состав слитков сплава ХН50ВМТЮБ

Номер плавки	Содержание элементов, % мас.						
	Ni	Cr	W	Mo	Nb	Ti	Al
1	Основа	34,5	5,06	2,55	0,57	1,59*/1,1	1,0/0,8
2		34,4	4,80	2,86	0,74	1,40/1,0	1,09/0,9
3		33,1	4,90	3,0	0,82	1,20/0,9	0,96/0,8

Номер плавки	Примеси, % мас., не более			
	O	N	Fe	S
1	0,03/0,0056	0,01/0,007	0,3/0,01	0,008/0,002
2	0,02/0,002	0,01/0,007	0,2/0,02	0,009/0,003
3	0,03/0,005	0,02/0,009	0,3/0,03	0,008/0,002

* В числителе приведено содержание элементов после вакуумной индукционной выплавки, в знаменателе — после электрошлакового переплава.

вакуумной индукционной печи, рафинирующий электрошлаковый переплав, деформацию ЭШП-слитка на промежуточную трубную заготовку и изготовление капиллярных трубок заданного типоразмера и качества.

Изготовление слитков и трубной заготовки из сплава ХН50ВМТЮБ. Выплавку сплава ХН50ВМТЮБ проводили в вакуумной индукционной печи ИСВ-0,16 в следующей технологической последовательности: дегазация шихты в вакууме 0,01...0,1 Па (10^{-3}...10^{-4} мм рт. ст.) в процессе нагрева до температуры 1300 °С, заполнение камеры печи аргоном высокой чистоты (ГОСТ 10157—79) до давления 13,3 кПа (100 мм рт. ст.); расплавление шихты при температуре 1580...1600 °С; микролегирование металлическим церием (добавка 0,1 % мас. мишметалла) и 0,01 % мас. В; разливка металла при температуре 1560...1580 °С в чугунные изложницы; получение слитков диаметром 90 мм и высотой 650...750 мм.

Для обеспечения требуемого уровня чистоты сплава по контролируемым примесям использовали шихтовые материалы высокой чистоты: никель первичный Н1У (ГОСТ 849—2008); хром электролитический рафинированный ЭРХ1 (ТУ 14-5-76—76); вольфрам металлический высокой чистоты ШВЧ (ТУ 48-19-57—91); молибден металлический высокой чистоты МШЧ (ТУ 48-19-69—80); ниобий металлический НбШ (ГОСТ 16100—79); титан губчатый ТГ90 (ГОСТ 17746—96); алюминий первичный А99 (ГОСТ 11070—74).

Электрошлаковый переплав электрода, полученного обточкой слитка до диаметра 80 мм с обрезкой донной и головной частей, проводили на установке ЭШП-0,05 в кристаллизаторе диаметром 100 мм под флюсом марки АНФ1П (ГОСТ 30756—2001) при использовании тока промышленной частоты. Для защиты жидкого металла от окисления и предотвращения повышенного угара титана в кристаллизатор подавали газообразный аргон. Полученные слитки массой 12...14 кг, высотой около 200 мм не имели усадочных дефектов на боковой поверхности.

Технология вакуумной выплавки и электрошлакового переплава (ВИ + ЭШП) обеспечила равномерное распределение химического состава по объему слитка, высокую чистоту металла по неметаллическим включениям и газовым примесям (табл. 2).

Неметаллические включения мелкодисперсные, равномерно распределены по объему прутка. Средний размер включений составляет менее 10 мкм, максимальный размер включений 25 мкм (рис. 2). Включения представляют собой сложные оксиды алюминия, магния, титана и хрома (спектры 1, 2, рис. 3, табл. 3).

Механически обработанные на диаметр (96 ± 1) мм (ВИ + ЭШП)-слитки помещали в специальную металлическую оболочку, под-

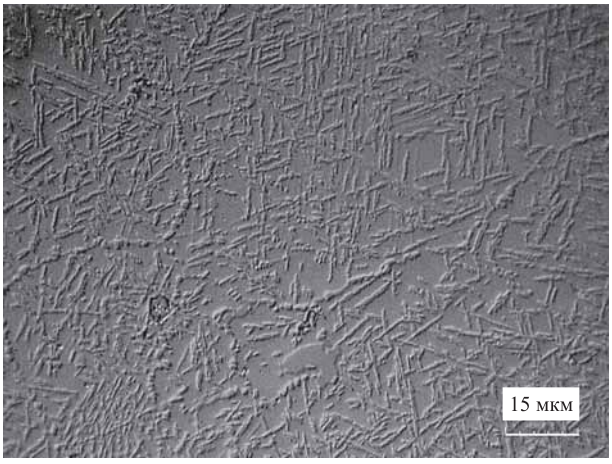


Рис. 2. Структура слитка сплава ХН50ВМТЮБ-ВИ + ЭШП

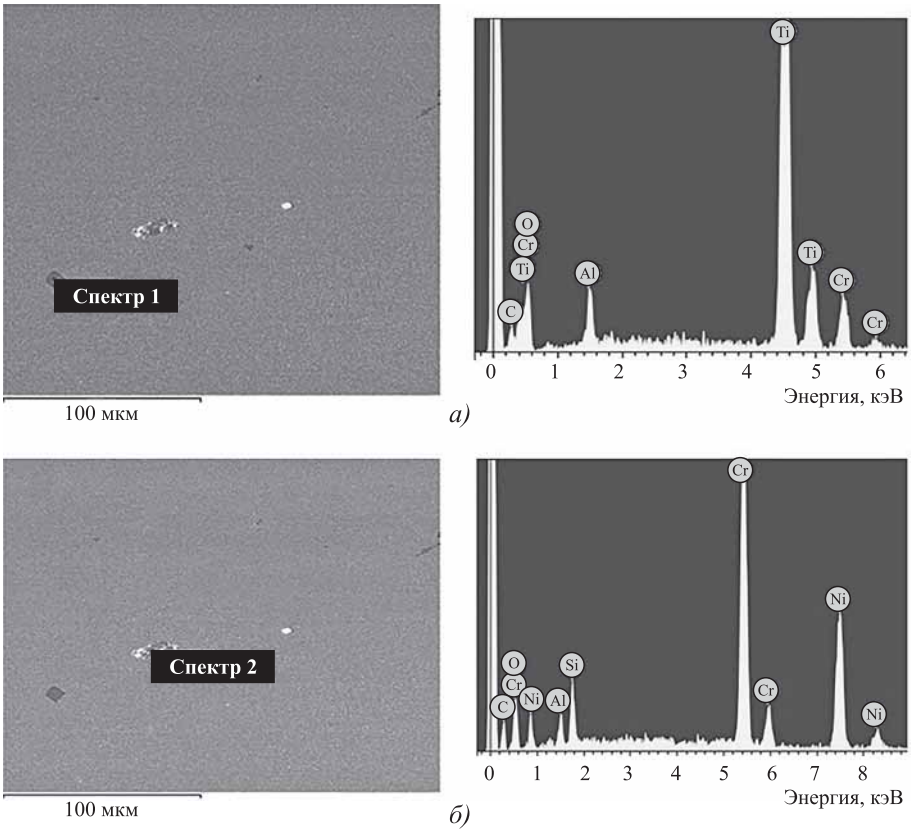


Рис. 3. Спектры локального анализа неметаллических включений:
а — спектр 1; *б* — спектр 2

вергали вакуумному отжигу при температуре 1100...1150 °С в течение 1,5...2,5 ч, затем без контакта с атмосферой закрывали оболочку крышкой и герметизировали сваркой.

Горячее прессование (ВИ + ЭШП)-слитков сплава ХН50ВМТЮБ на пруток диаметром 62 мм проводили на вертикальном трубопрофильном гидравлическом прессе из контейнера диаметром 100 мм за один переход.

Применение оболочки позволило предотвратить окисление металла при нагреве заготовки под прессование и образование поверхностных дефектов в виде трещин и надрывов за счет получения на поверхности прутка плакирующего слоя материала капсулы толщиной до 1 мм.

Уровень механических свойств материала прутка составил: предел прочности $\sigma_в$ = 856...870 МПа; относительное удлинение δ = 12,2...13,5 % (требования ТЗ: $\sigma_в \geqslant 784$ МПа; $\delta \geqslant 10$ %).

3. Результаты анализа локального химического состава включений, % ат.

Номер спектра	O	Al	Si	Ti	Cr	Ni	Mg
1	73	4	—	20	3	—	—
2	37	6	9	—	24	19	3

Изготовление капиллярных трубок. Из полученного прутка механической обработкой изготовляли гильзы диаметром 57 мм с толщиной стенки 8,5 мм и длиной 450 мм. Используемая технология глубокого сверления на станке РТ283109 позволила изготовить гильзы с высокими показателями качества наружной и внутренней поверхностей и геометрических размеров: наружный диаметр $57^{+0,7}_{+0,2}$ мм; внутренний диаметр $40^{+0,1}_{-0,4}$ мм; разностенность не более 0,2 мм; параметр шероховатости внутренней поверхности *Ra* не более 0,8 мкм; параметр шероховатости наружной поверхности *Ra* не более 1,6 мкм.

Высокие требования, предъявляемые к качеству гильз, обусловливают стабильность протекания процессов холодного передела и в итоге — стабильное качество готовых труб.

Дальнейшая переработка промежуточной трубной заготовки на капиллярную трубку включала в себя холодную прокатку на станах валкового (ХПТ-55 и KPW-50) и роликового (ХПТР 4-15 и ХТПР 2/6-15) типа за 7 переходов до размера ∅5,5×0,2 мм и холодное волочение на стане СХКВ-2000 до размера $d \times d_{вн}$ = = 1,43×0,975 мм за 6 переходов, до размера 1,2×0,8 мм за 7 переходов, до размера 1,0×0,6 мм за 8 переходов и до размера 0,5×0,18 мм за 21 переход.

Холодная прокатка труб позволяет в результате периодического принципа работы прокатного стана и подачи за каждый цикл рабочей клети небольшой порции металла обеспечить достаточно большую степень деформации за 1 проход при сохранении точных геометрических размеров и качества поверхности труб.

На станах валкового типа заготовку деформировали по наружному диаметру с помощью пары калибров с нарезанными на них ручьями переменного профиля на оправке, имеющей коническую форму с криволинейной образующей, которая удерживается внутри заготовки на

длинном стержне и отвечает за формирование внутреннего диаметра трубы. Степень деформации за 1 проход 60...62 %, коэффициент вытяжки 2,6.

На роликовом стане заготовку деформировали по наружному диаметру с помощью трех роликов с нарезанными на них ручьями постоянного профиля на оправке цилиндрической формы, которая удерживается внутри заготовки на длинном стержне и отвечает за формирование внутреннего диаметра готовой трубы. Степень деформации за 1 проход 48...55 %, коэффициент вытяжки 1,9...2,2.

Волочение труб осуществляли на цепном стане холодного волочения труб СХКВ-2000 линейного типа. Заготовку после ее захвата плашками волочильной тележки за предварительно подготовленную заковку протягивали через специальную волоку, жестко закрепленную на станине волочильного стана. Обжатие по наружному диаметру происходит за счет размера волочильного кольца, соответствующего заданному маршруту волочения.

При безоправочном волочении из-за протекания только процесса редуцирования без обжатия металла по толщине стенки возникает складкообразование, приводящее к ухудшению шероховатости внутренней поверхности трубы. Волочение с использованием оправки обеспечивает калибровку внутреннего диаметра протягиваемой трубы. Калибровка труб проведена на оправках диаметром 2,9; 2,7; 2,6; 2,0 и 0,9 мм. Степень деформации за 1 проход 12...25 %, коэффициент вытяжки 1,1...1,8.

После каждого деформационного перехода заготовки обезжиривали для удаления технологической смазки с поверхности труб и подвергали вакуумному отжигу в вакуумной камерной печи VSQ при температуре 1000 °С с последующей правкой на косовалковой правильной машине в 1—2 прохода для устранения искривления заготовок. При необходимости устранения дефектов осуществляли шлифовку наружной поверхности труб передельных размеров на бесцентрово-шлифовальном десятишпинделевом станке модели RS 10/10 абразивными бесконечными лентами различной зернистости для обеспечения качественной наружной поверхности заготовок при последующих операциях.

В результате изготовлены опытная партия капиллярных трубок размерами $d \times d_{вн}$ = = 1,43×0,975; 1,2×0,8 и 1,0×0,6 мм, длиной 300...450 мм, общей длиной 50 м каждого наименования (рис. 4) и экспериментальные образцы трубок размером 0,5×0,18 мм, общей длиной 3 м.

Результаты испытаний. Контроль механических свойств капиллярных трубок при растяжении проводили по ГОСТ 10006—80. Механические свойства материала трубок по уровню прочности и относительного удлинения удовлетворяют предъявляемым требованиям (табл. 4).

Герметичность капиллярных трубок испытана методом "аквариума" на стенде ПКТБА-СИ-5КТ. При внутреннем давлении сжатого воздуха 0,58 МПа наличия течей и падения давления в течение 10 мин испытания не зафиксировано.

Параметр шероховатости внутренней поверхности образцов капиллярных трубок с внутренним диаметром 0,6...0,975 мм измеряли щуповым методом на универсальной измерительной системе Form Talysurf PGI Bearings Systems фирмы Taylor Hobson с использованием ультратонкого щупа (угол конуса 40°, радиус при вершине 1 мкм).

Для оценки шероховатости внутренней поверхности капиллярных трубок изготовлены образцы длиной 50 мм с рабочей зоной 25 мм (рис. 5, *а*, см. обложку) с применением специальной оснастки, обеспечивающей фиксацию и отсутствие деформации в процессе механической обработки.

Значения параметра шероховатости внутренней поверхности составили: для трубок размером 1,43 × 0,975 мм — Ra = 2,72 мкм; 1,2×0,8 мм — Ra = 3,04 мкм; 1,0×0,6 мм — Ra = 3,24 мкм (рис. 5, *б—г*, см. обложку), что удовлетворяет требованию $Ra \leqslant 3{,}2$ мкм.

Профиль внутренней поверхности экспериментальных образцов капиллярных труб размером 0,5 × 0,18 мм анализировали с помощью

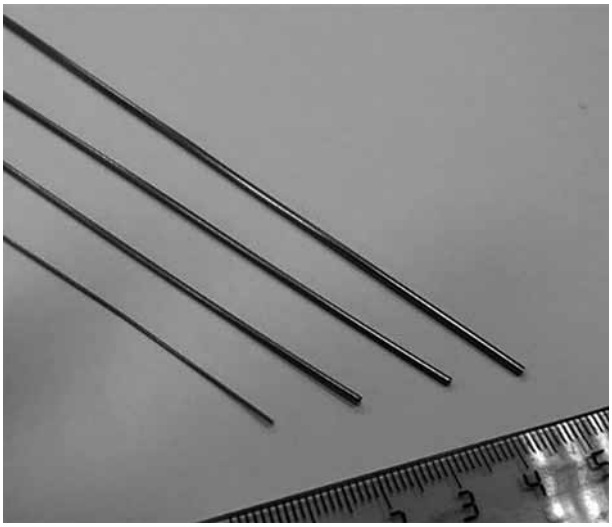


Рис. 4. Внешний вид капиллярных трубок

4. Механические свойства капиллярных трубок из сплава ХН50ВМТЮБ

Типоразмер капиллярной трубки, $d \times d_{вн}$, мм	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %
1,0×0,6	855...863	43,8...46,7
1,2×0,8	832...849	40,6...42,9
1,43×0,975	860...853	44,3...41,9
0,5×0,18	833...1020	40,0...43,0
Требование ТУ, не менее	784	25,0

лазерного конфокального сканирующего микроскопа Olympus LEXT OLS — 3100 (Япония) с вертикальным разрешением сканирующей системы 0,01 мкм.

Объект исследования изготовляли следующим образом: фрагмент трубы длиной 50 мм запрессовывали в термопластичную смолу с минеральным наполнителем на оборудовании фирмы Struers (Дания), затем запрессовку вручную шлифовали на наждачной бумаге различной зернистости до снятия примерно половины диаметра трубы, полученный шлиф промывали в УЗ-ванне.

С помощью программного обеспечения микроскопа определяли параметры неровностей по профилям в продольном осевом и поперечном направлениях трехмерного цифрового изображения участка внутренней поверхности трубы.

Геометрические параметры трубы измеряли оптическим методом диаметра поперечного среза капиллярной трубы с использованием микроскопа Olympus LEXT OLS — 3100.

По результатам измерения 60 поперечных сечений и 60 продольных сечений на пяти образцах параметр шероховатости внутренней поверхности трубки составил Ra = = 2,8...3,2 мкм. Максимальная высота неровностей в продольном направлении на длине 1,28 мм равна ~7 мкм, в поперечном направлении — 5 мкм (рис. 6, см. обложку). Фактические значения геометрических размеров трубок в пределах допуска: наружный диаметр 0,470...0,5 мм ((0,50 ± 0,03) мм); внутренний диаметр 0,176...0,21 мм ((0,18 ± 0,03) мм).

Заключение. Разработана комплексная технология изготовления слитков трубной заготовки и капиллярных трубок из сплава ХН50ВМТЮБ, основанная на выплавке слитков из особо чистых шихтовых материалов методом вакуумно-индукционной плавки, электрошлаковом переплаве ВИ-слитка для очистки металла от неметаллических включений, изготовлении трубной заготовки из прессованного прутка и многопереходной переработке заготовки в капиллярную трубку холодной прокаткой и волочением.

На капиллярных трубках получены механические свойства: предел прочности $\sigma_в$ > 832 МПа, относительное удлинение δ > 40 %, превышающие требования технических условий, и реализован требуемый параметр шероховатости внутренней поверхности трубок Ra < 3,2 мкм.

Технология внедрена на производственных участках ОАО "Композит" — выплавка слитков, прессование промежуточной заготовки; ОАО "ЭЛЕМАШ-СПЕЦТРУБПРОКАТ" — прокат капиллярных трубок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2070228 Российская Федерация, МПК С 21 С 5/52.** Способ выплавки высокохромистого никелевого сплава / С.В. Богданов, А.А. Сисев, Ю.В. Ольхович и др. Электрометаллургический завод "Электросталь" им. И.Ф. Тевосяна. Опубл. 10.12. 1996.
2. **Исследование** процесса выплавки слитков из хромового сплава ВХ4 в индукционных и дуговых печах / Ю.Н. Пономарев, Г.В. Карсанов, Л.М. Довгяйло, К.С. Туманская // Тугоплавкие и жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1968. С. 25—33.
3. **Пономарев Ю.Н.** Исследование некоторых параметров и разработка технологии индукционной и вакуумной дуговой выплавки высоколегированных хромовых сплавов ВХ4 и ВХ4А: автореф. дис. ... канд. техн. наук. 05.323. ВИЛС. М., 1970. 33 с.
4. **Панасюк И.О., Воронин Г.М., Баранова О.А.** Вопросы технологии изготовления и эксплуатации изделий новой техники из сплава хрома. Свойства и применение сплавов хрома // Конструкционные сплавы хрома: сб. науч. тр. / редкол.: В.И. Трефилов (отв. ред.) и др. Киев: Наукова думка, 1986. С. 76—81.
5. **Панасюк И.О., Воронин Г.М., Фирсов В.С.** Выплавка сплавов хрома в вакууме // Конструкционные сплавы хрома. Металлургия: сб. науч. тр. / редкол.: В.И. Трефилов (отв. ред.) и др. Киев: Наукова думка, 1988. С. 105—107.
6. **Глебов А.Г., Мошкевич Е.И.** Электрошлаковый переплав. М.: Металлургия, 1985. 343 с.

Виктор Николаевич Бутрим, канд. техн. наук,
info@kompozit-mv.ru;
Валентин Николаевич Каширцев;
Михаил Валентинович Егоров;
Александр Викторович Митрошенков

УДК 621.3.035.135

И.С. Щеренкова, В.Н. Гадалов*, В.В. Шкатов, Д.Н. Романенко***
*(ООО" Техномет", г. Тула, *Юго-Западный государственный университет, г. Курск, **Липецкий государственный технический университет)*

Влияние сверхтвердых частиц на повышение эксплуатационных свойств электрохимических покрытий*

Изучено влияние дисперсных частиц кремнезема, ультрадисперсного алмаза (УДА) и вюрцитоподобного нитрида бора на повышение эксплуатационных свойств покрытий на основе меди и хрома. Установлено, что добавление твердых частиц более значимо повышает свойства покрытий на основе меди. Частицы УДА в покрытии способствуют большему повышению свойств, чем остальные наполнители. Выявлено, что повышенной износостойкостью обладают поликомпозиционные покрытия, содержащие частицы ультрадисперсного алмаза и микропорошка нитрида бора.

Ключевые слова: ультрадисперсный алмаз; вюрцитоподобный нитрид бора; кремнезем; износостойкость; износостойкие покрытия; композиционные покрытия; электрохимические покрытия.

The influence of disperse of particles silica, ultradisperse diamond and wurtzite boron nitride on increasing the service properties of copper-based and chromium-based electrochemical coatings is studied. It is shown that coatings with ultradisperse diamond particles as their components have better properties than coatings with silica and wurtzite boron nitride particles. The coating with both ultradisperse diamond and wurtzite boron nitride particles has the best wear resistance.

Keywords: ultradisperse diamond; wurtzite boron nitride; silica; wear resistance; wear resistant coatings; composite coatings; electrochemical coatings.

Введение. Большое количество сменных деталей промышленного оборудования длительное время работает в условиях высоких температур, интенсивного износа, циклических напряжений и агрессивных сред. К таким деталям относятся плиты кристаллизаторов УНРС, ножи для резки металла, литейные металлические формы (кокиль) и т.д. Преждевременное разрушение материала детали, работающей в указанном режиме, является следствием воздействия термической усталости. Один из основных начальных факторов повреждаемости — перенапряженность металла детали с последующим развитием поверхностных трещин и их распространением во внутренние слои.

Повышение износостойкости, коррозионной стойкости, жаропрочности и других характеристик поверхности инструментов (режущего, штампового, абразивного и т.д.) достигается нанесением на них электролитических покрытий (например, Cu, Fe, Cr, Ni). Однако широкого распространения на отечественных металлургических предприятиях данные технологии не получили, что связано с недостаточной стойкостью этих покрытий. Увеличить стойкость деталей можно с помощью формирования композиционных электрохимических покрытий соосаждением основного металла (Ni, Cr, Cu и др.) и твердых дисперсных частиц [1, 2].

Покрытия из хрома с добавлением частиц, относящихся к классу сверхтвердых, таких как *ультрадисперсный алмаз* (УДА) и *вюрцитоподобный нитрид бора* (ВНБ), а также оксид

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-50152 мол_нр.

кремния (или кремнезем) SiO_2 значительно повышают твердость и износостойкость инструмента [3, 4].

Представляют интерес также покрытия на основе меди, как одного из наиболее распространенных материалов, использующихся для нанесения покрытий. Добавление дисперсных частиц (УДА, ВНБ, кремнезем) в исходную медную матрицу представляет особый интерес, так как разница в механических свойствах (в частности, твердости) между базовым материалом и материалом наполнителя может способствовать значительному повышению прочностных свойств всего покрытия при сохранении пластичности основы [5].

Целью работы является изучение влияния дисперсных твердых наполнителей на эксплуатационные характеристики электрохимических покрытий на основе меди и хрома.

Методика проведения эксперимента. В качестве дисперсных упрочнителей использовали сверхтвердые наполнители: ультрадисперсные порошки алмаза (УДА), микропорошки вюрцитоподобного нитрида бора (BN) и оксида кремния (SiO_2). Порошки ультрадисперсного алмаза и вюрцитоподобного нитрида бора получали детонационным синтезом [6—8].

В качестве *электрохимических покрытий* (КЭП) для повышения их свойств выбраны композиционные покрытия на основе меди и хрома. КЭП наносились в саморегулирующемся электролите сульфатного типа при температуре 60 °С и плотности тока 50 А/дм^2. Перемешивание электролита осуществлялось сжатым воздухом.

В работах [9, 10] изучено влияние концентрации сверхтвердого наполнителя УДА на механические свойства КЭП на основе хрома. Установлено, что оптимальная концентрация УДА для получения максимальных показателей микротвердости и износостойкости составляет 20 г/л. Поэтому дальнейшие исследования проводили на образцах с этой концентрацией УДА в электролите. Концентрация наполнителей в электролите: 20 г/л УДА; 50 г/л ВНБ; 50 г/л SiO_2. Покрытия наносили на образцы размерами 22×20×10 мм из стали 30, толщина покрытий 50 мкм.

Экстракционные угольные реплики изучали с помощью электронного просвечивающего микроскопа ЭМВ-100БР. Для измерений включений в покрытиях выбраны по 100 полей зрения на каждый образец, объемы выборок составляли по 600...700 включений. Были определены форма, размер и плотность распределения мелкодисперсных включений.

Средний размер включений $d_{ср}$ определяли по формуле

$$d_{ср} = \frac{\sum d_i k_i}{K}, \quad (1)$$

где d_i — диаметр включений; k_i — количество включений d_i-го размера; K — суммарное количество включений.

Плотность распределения включений на единице площади ρ_S, шт./см^2:

$$\rho_S = \frac{K}{S}, \quad (2)$$

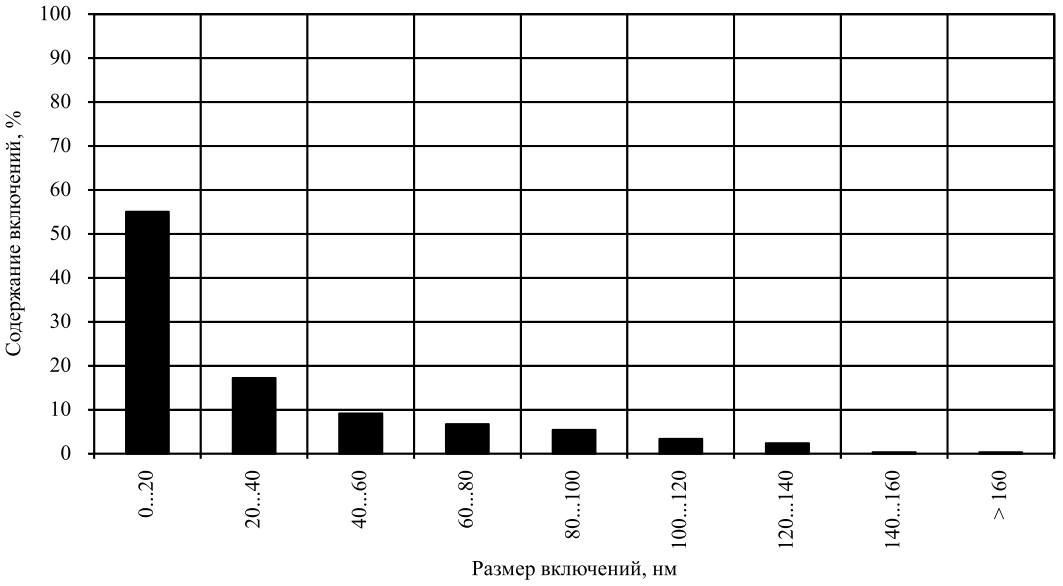
где S — просмотренная площадь реплики, см^2 [11].

Микроструктуру покрытий изучали на растровом электронном микроскопе JEOL 6380LV, автоматическом анализаторе структуры EPIQUANT и оптическом световом микроскопе МИМ-8 при увеличении от 100 до 1000. Исследования проводили на поперечном срезе шлифа.

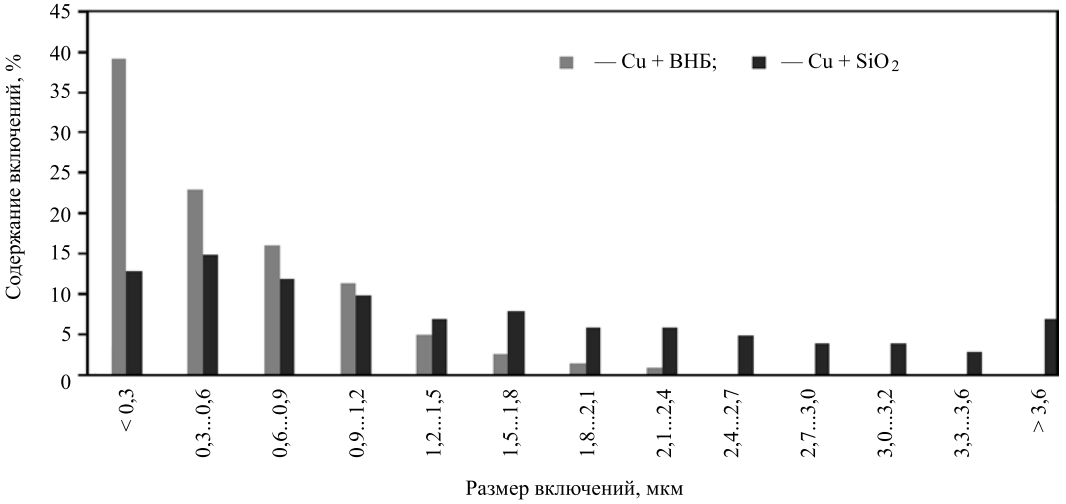
Микротвердость образцов определяли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 1 Н для стальной основы и хромовых покрытий и с нагрузкой 0,5 Н для медных покрытий. Испытания по износостойкости проводили на установке "Шлиф-2" при нагрузке 7 Н и линейной скорости вращения контртел из электрокорунда (для хромовых покрытий) и углеродистой стали (для медных покрытий) 5,5 м/с. Износостойкость определяли путем измерения потери массы за пройденное расстояние.

Результаты исследований и их обсуждение. Сформированные композиционные электрохимические покрытия на основе меди имели равномерную толщину при отсутствии трещин и видимых пор.

Исследования угольных реплик показали, что включения во всех покрытиях распределены относительно равномерно, средний размер включений УДА в медном покрытии составил 31 нм, а плотность распределения частиц $6 \cdot 10^9$ см$^{-2}$. При этом более 70 % включений имели размеры менее 60 нм (рис. 1, *а*, 2, *а*). Плотность распределения частиц SiO_2 и ВНБ в медное покрытие составляла $17{,}42 \cdot 10^6$ см$^{-2}$ и $22{,}3 \cdot 10^6$ см$^{-2}$, а средний размер вклю-



а)



б)

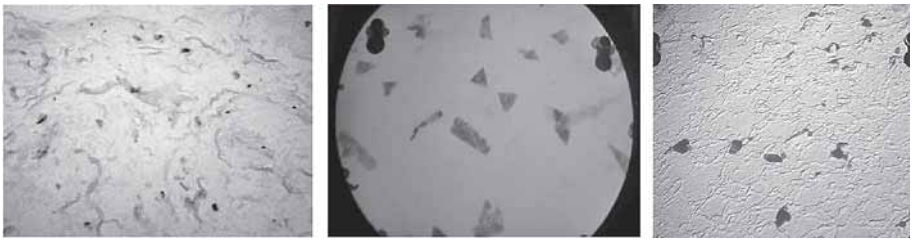
Рис. 1. Распределение включений по размерам в медном покрытии:
а — частицы УДА; *б* — частицы ВНБ и SiO_2

чений — 0,95 и 0,58 мкм соответственно. 75 % включений ВНБ имели размеры менее 1 мкм, в то время как 75 % частиц SiO_2, находящихся в покрытии, имели размеры менее 2,3 мкм (рис. 1, *б*, 2, *б*, *в*).

Аналогичные исследования композиционных электрохимических покрытий на основе хрома с теми же наполнителями показали плотную, бездефектную структуру по сечению покрытия в отличие от чистых электролитических слоев. Уменьшение количества трещин и пор в покрытиях можно объяснить уменьшением размеров кристаллитов металла

а) *б)* *в)*

Рис. 2. Реплики медных КЭП с различными частицами:
а — УДА, ×20 600; *б* — ВНБ, ×8400; *в* — SiO_2, ×8400



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Реплики хромовых КЭП с различными частицами:
а — УДА, ×20 600; *б* — ВНБ, ×8400; *в* — SiO_2, ×8400

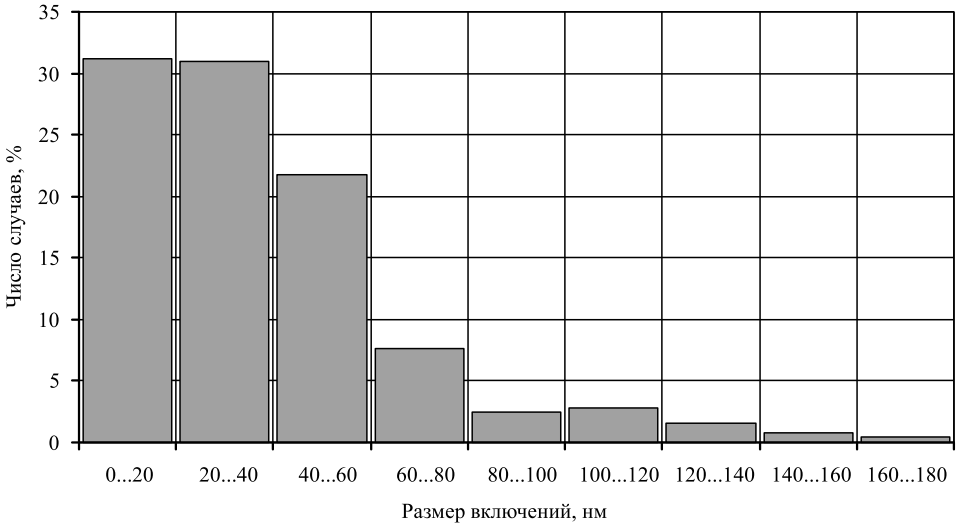
основы при внедрении мелкодисперсных частиц. Это происходит из-за торможения растущих зерен металла основы адсорбирующимися на них частицами. В данном случае частицы становятся центрами кристаллизации для вновь образующихся кристаллитов. Эти процессы способствуют получению практически беспористого покрытия [2, 4, 12].

Исследования угольных реплик показали равномерное распределение частиц всех видов (УДА, ВНБ, SiO_2) в основе (рис. 3).

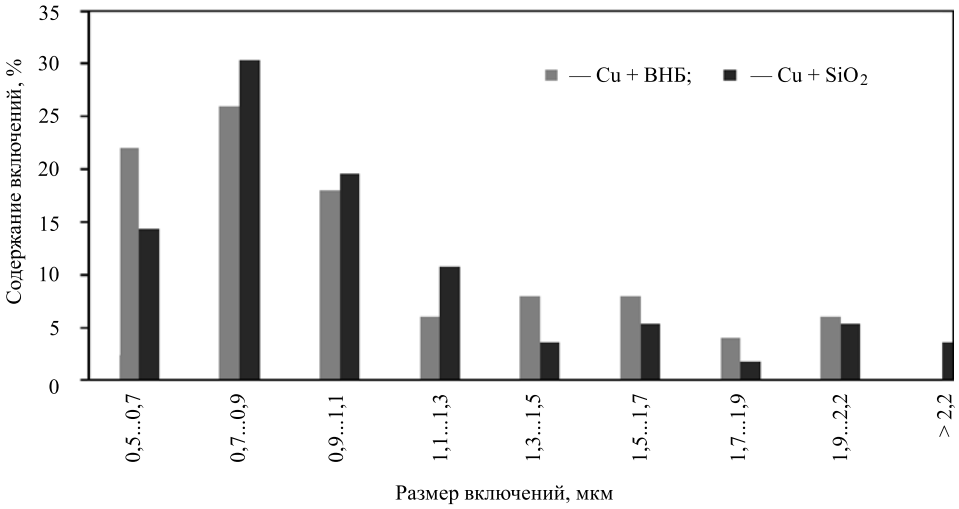
Также были установлены плотности распределения и средние размеры частиц. В покрытии с УДА около 80 % включений имеют размеры менее 60 нм, при этом средний размер внедренных включений равен 32 нм, а средняя плотность распределения включений в хромовом слое составляет $2{,}7 \cdot 10^8$ см$^{-2}$. Размер 80 % включений ВНБ в покрытии — до 1,5 мкм, средний размер частиц в покрытии 1,14 мкм, а средняя плотность распределения включений $4{,}4 \cdot 10^6$ см$^{-2}$. В покрытии с частицами кремнезема 80 % частиц наполнителя имеют размеры до 1,7 мкм, средний размер частиц 1,2 мкм, плотность распределения частиц в КЭП $3{,}7 \cdot 10^6$ см$^{-2}$ (см. рис. 3, 4).

Таким образом, внедрение ультрадисперсного УДА происходит интенсивнее, чем захват растущей матрицей более крупных частиц кварцита и нитрида бора. Мелкие частицы более эффективно попадают в слой металла по сравнению с крупными частицами того же вида.

Снижение плотности распределения частиц в несколько раз при изменении материала матрицы с меди на хром можно объяснить ролью водорода при формировании хромовых КЭП.



а)



б)

Рис. 4. Распределение включений по размерам в хромовом покрытии:
а — частицы УДА; *б* — частицы ВНБ и SiO_2

Водород оказывает воздействие, препятствующее внедрению крупных частиц в покрытие. При формировании медных покрытий такого эффекта не наблюдается, поэтому происходит захват наполнителя растущим покрытием очень мелких и крупных частиц дисперсной фазы.

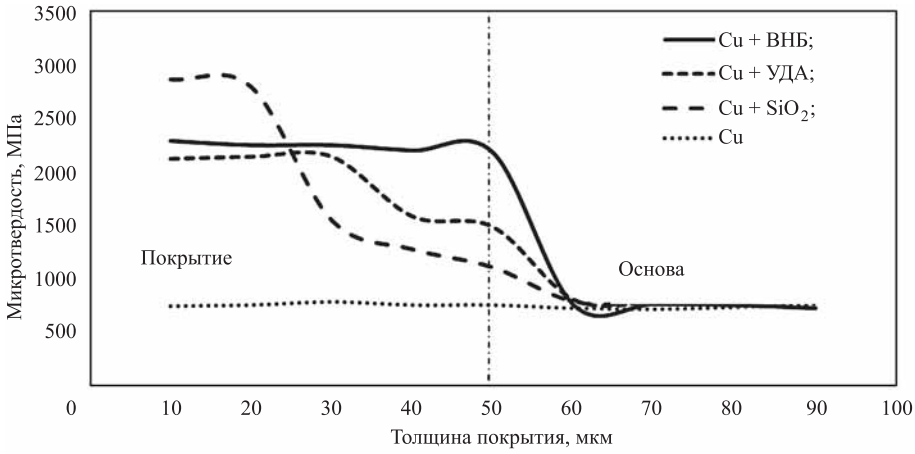
Результаты измерений механических свойств (микротвердости и износостойкости) композиционных покрытий на основе меди и хрома приведены на рис. 5 и 6.

Присутствие дисперсных частиц в металлической основе повышает исследуемые характеристики покрытия во всех случаях. Микротвердость покрытий на основе меди возросла в 2,86—3,86 раза. Увеличение микротвердости покрытий на хромовой основе составило 1,1—1,4 раза. Менее резкое повышение микротвердости в данном случае связано с меньшей разницей между исходной твердостью матрицы зеркального электролитического хрома (7900 МПа) и твердостью наполнителей. На рост микротвердости при введении частиц второй фазы влияют зернограничное упрочнение (измельчение кристаллитов хрома) и дисперсионное упрочнение (торможение дислокаций дисперсными частицами).

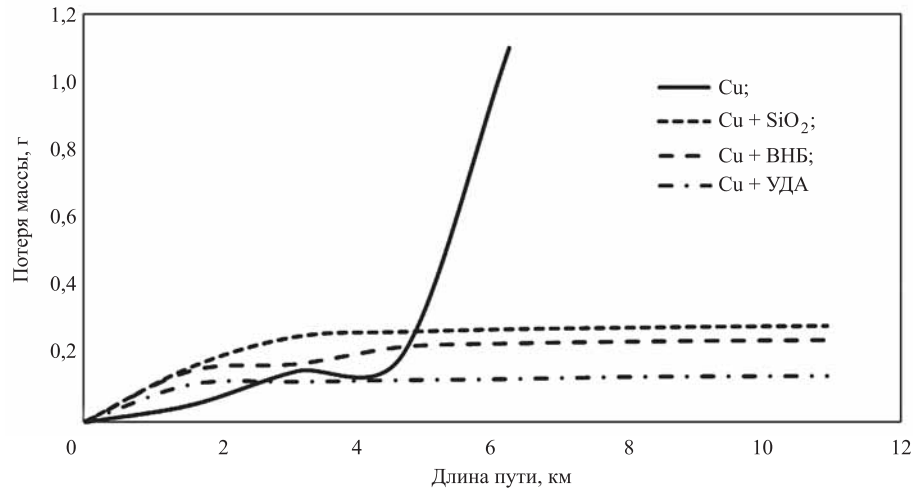
Испытания на износ также показали тенденцию к увеличению стойкости покрытий против абразивного износа вне зависимости от основного металла покрытия. Максимальным сопротивлением к износу обладают образцы с включениями ультрадисперсного алмаза в матрице. Такие результаты объясняются большей плотностью распределения частиц в матрице по сравнению с другими наполнителями и, как следствие, большим измельчением кристаллитов металла основы. Резкое повышение кривой чистой меди (см. рис. 5, *б*) связано с развитием третьей стадии износа.

Покрытия с добавлением кремнезема обладали меньшей износостойкостью и постоянством значений микротвердости по толщине, поэтому этот наполнитель был исключен из дальнейших исследований. Установлено, что медь обладает недостаточно высокой износостойкостью при абразивном износе (недостаточной микротвердостью), поэтому эта основа была также исключена из дальнейшего рассмотрения.

Из-за внутренних напряжений чистый твердый электролитический хром склонен к развитию трещин [1, 12, 13]. Поры и другие дефекты в покрытиях толщиной более 50 мкм приводят к рыхлости покрытий и уменьшают их эксплуатационные качества.

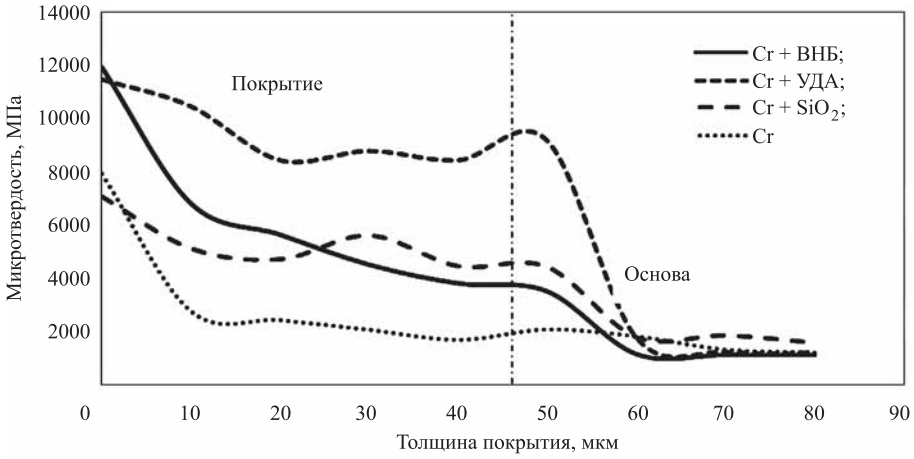


а)

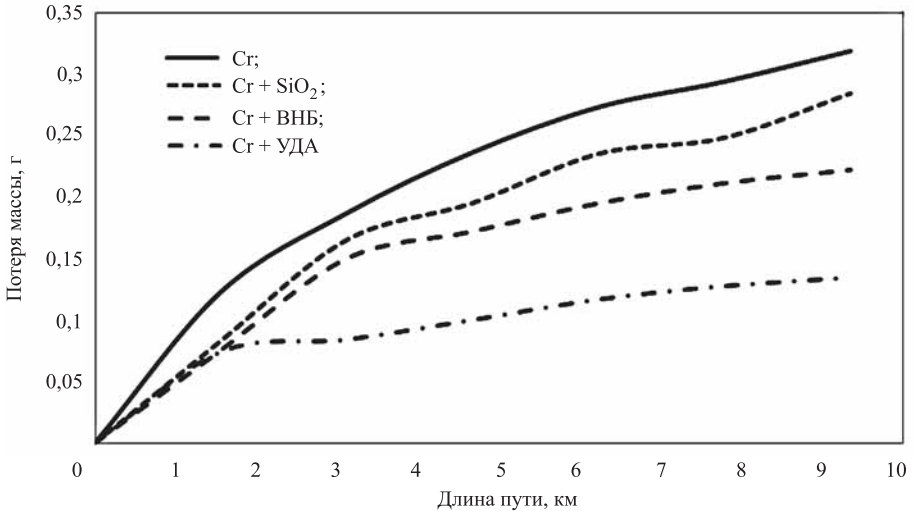


б)

Рис. 5. Механические свойства КЭП на основе меди:
а — микротвердость; *б* — износостойкость



а)



б)

Рис. 6. Механические свойства КЭП на основе хрома:
а — микротвердость; *б* — износостойкость

При формировании хромовых покрытий особую роль играет выделяющийся водород [1]. Он не только препятствует проникновению частиц второй фазы в покрытие, но также из-за наличия пузырьков водорода происходит образование пор и трещин. Такая дефектная структура покрытия негативно сказывается на механических и эксплуатационных свойствах покрытия. Формирование толстых покрытий (более 60 мкм) способствует повышению количества микропор, которые могут заполняться более крупными частицами. Таким образом, становится возможным получение поликомпозиционных покрытий, где дисперсионные частицы разного вида будут способствовать повышению эксплуатационных свойств.

Из электролита сульфатного типа с двумя видами наполнителя (20 г/л УДА и 50 г/л BN) формировались КЭП толщиной 100...130 мкм. Исследования механических свойств данных покрытий показали повышение микротвердости от 7900 МПа (чистый хром без добавок) до 11 500 МПа, причем микротвердость была стабильной и постоянной на всей толщине покрытия. Износостойкость таких покрытий по сравнению с чистым электролитическим хромом увеличилась в 3,5—4 раза, что значительно выше значений износостойкости КЭП с одним наполнителем.

Для определения оптимальной толщины КЭП с УДА были сформированы покрытия толщиной 15...130 мкм (концентрация УДА в электролите составляла 20 г/л). Результаты измерения микротвердости поверхности КЭП с УДА различных толщин приведены на рис. 7. Установлено, что при увеличении толщины от 25 до 50 мкм микротвердость поверхности покрытий статистически значимо не различается. Дальнейший рост толщины покрытия приводит к снижению микротвердости поверхности на ≈30 %. При этом износостойкость покрытий повышается до толщины 50 мкм, а затем происходит некоторое снижение. Исходя из полученных данных сделан вывод, что толщина покрытия КЭП с УДА, обеспечивающая лучшие эксплуатационные показатели, составляет 40...50 мкм.

Заключение. Добавление дисперсных частиц твердых материалов способствует повышению таких механических свойств электрохимических покрытий, как твердость и сопротивление абразивному износу. Этот эффект в большей степени проявляется у покрытий с матрицей из мягких металлов (в частности, меди).

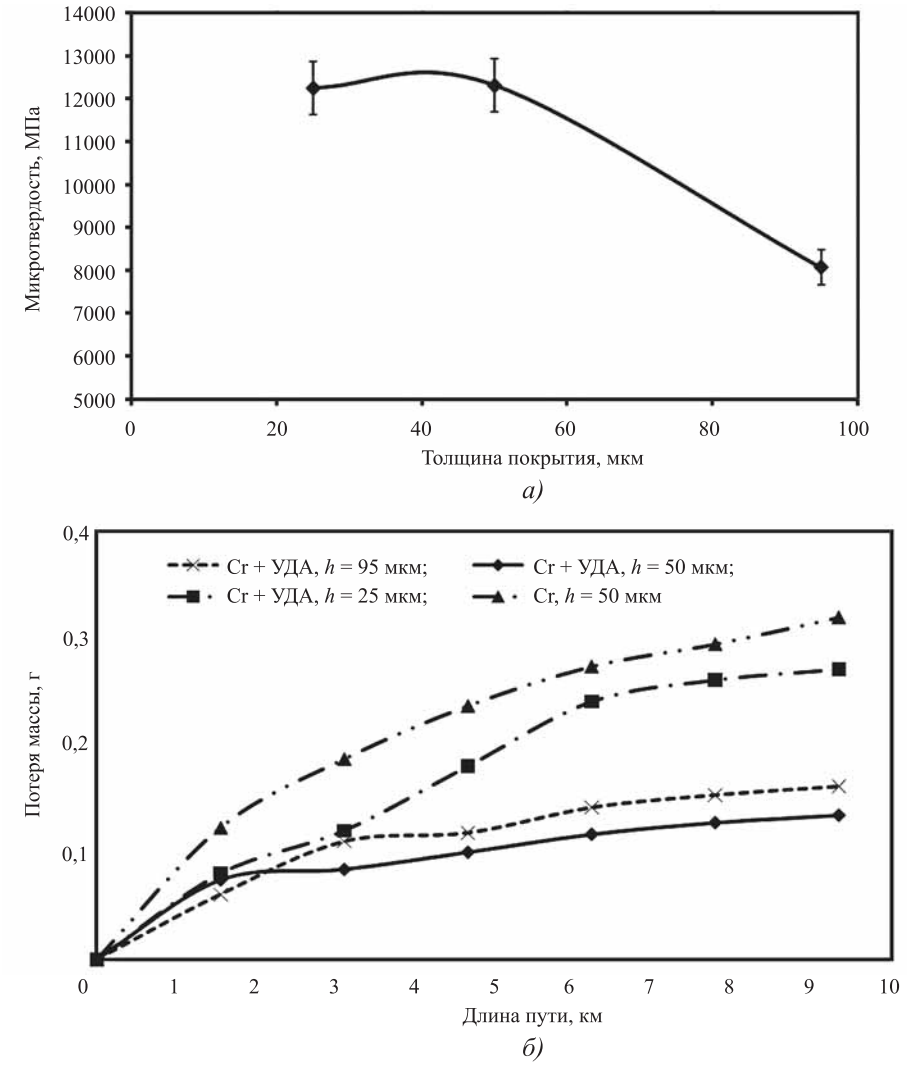


Рис. 7. Зависимость механических свойств КЭП с УДА от толщины покрытия:
а — микротвердость; *б* — износостойкость

Максимальные твердость и износостойкость получены для покрытий с добавлением наноразмерных частиц УДА, так как они эффективно измельчают кристаллиты металла основы покрытия. Формирование поликомпозиционных покрытий с несколькими наполнителями разных размеров (наноразмеры — микроразмеры) позволяют получить толстые бездефектные осадки (более 60 мкм) с улучшенными эксплуатационными свойствами.

КЭП на основе хрома хорошо выдерживают абразивный износ, их можно рекомендовать для упрочнения кромок режущих инструментов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Антропов Л.И., Лебединский Ю.Н.** Композиционные электрохимические покрытия и материалы. К.: Техника, 1986. 200 с.

2. **Буркат Г.К., Долматов В.Ю.** Ультрадисперсные алмазы в гальванотехнике // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. Вып. 4. С. 685—692.

3. **Долматов В.Ю.** Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза. Получение, свойства, применение // Успехи химии. 2001. Т. 70. № 7. С. 687—708.

4. **Долматов В.Ю., Фуджимура Т.** Наноалмазы // Сверхтвердые материалы. 2001. № 6. С. 34—41.

5. **Бородин И.Н.** Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.

6. **Сакович Г.В., Петров Е.А., Брыляков П.М.** // Доклады ДАН СССР. 1990. Т. 313. № 4. С. 862.

7. **Пат. 2109683 РФ, МПК С 01 В 31/06. № 96103974/25.** 1998.

8. **Пат. 2046094 РФ, МПК С 01 В 31/04, С 01 В 31/06. № 93026920/26.** 1995.

9. **Исследование** электролитических хромовых покрытий с ультрадисперсным сверхтвердым наполнителем / И.С. Щеренкова, В.В. Шкатов, В.Н. Гадалов, Д.Н. Романенко // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2015. № 4. С. 38—42.

10. **Структура** и свойства износостойких электрохимических хромовых покрытий с наноалмазными упрочняющими частицами / И.С. Щеренкова, И.П. Бородин, В.Ю. Ширяев, Ю.С. Шатов, В.В. Шкатов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 2. С. 22—24.

11. **Электронная** микроскопия в металловедении: справочник / под ред. А.В. Смирновой. М.: Металлургия, 1985. 192 с.

12. **Мандич Н.В., Дэннис Д.К.** Соосаждение ультрадисперсных частиц алмаза с хромом // Гальванотехника и обработка поверхности. 2002. Т. 10. № 1. С. 17—19.

13. **Аджиев Б.У., Ващенко С.В., Соловьева З.А.** Влияние структуры и физико-механических свойств хрома на износостойкость хромовых покрытий // Гальванотехника и обработка поверхности. 1992. Т. 1. № 1—2. С. 28—31.

Ирина Сергеевна Щеренкова,
okana.83@mail.ru;
Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;
Валерий Викторович Шкатов, д-р техн. наук;
Дмитрий Николаевич Романенко, канд. техн. наук

УДК 621.74.04

Г.Г. Крушенко *(Институт вычислительного моделирования СО РАН, Сибирский государственный аэрокосмический университет им. академика М.Ф. Решетнева, г. Красноярск)*

Повышение механических свойств сплава Al—10 % Zn температурной обработкой и наномодифицированием расплава

Повышены механические свойства сплава Al—10 % Zn в результате модифицирования перегретого металла нанопорошком нитрида титана TiN и последующего естественного старения.

Ключевые слова: алюминиево-цинковый сплав; перегрев расплава; модифицирование нанопорошком нитрида титана; естественное старение; механические свойства.

The mechanical properties of the alloy Al—10 % Zn is increased in the result of modification of superheated metal by nanopowder of titanium nitride TiN and subsequent natural ageing.

Keywords: aluminum-zinc alloy; overheating of melt; modification by nanopowder of titanium nitride; natural ageing; mechanical properties.

Алюминиевые сплавы благодаря высокой удельной прочности широко применяют для изготовления литых деталей машин различного профиля. Однако для получения из алюминиевых сплавов деталей с требуемыми механическими свойствами необходимы модифицирующая обработка расплава и термическая обработка отливок.

Недостатком первого процесса (модифицирования) является применение флюсовой обработки расплава, в результате чего измельчается структура отливок, но при этом содержащиеся во флюсах соли взаимодействуют с плавильным инструментом и плавильной емкостью (тигли, футеровка), разрушая их и загрязняя сплав продуктами этого взаимодействия. Длительность обработки флюсами составляет 15...20 мин, а эффект этой обработки сохраняется не больше 30 мин.

Недостатками второго процесса (*термической обработки*) являются необходимость наличия термических печей, расход электроэнергии и длительность процесса.

Сочетание обоих процессов удлиняет цикл производства литых деталей и увеличивает их стоимость [1].

К сплавам, которые могут обеспечить требуемые механические свойства деталей, минуя недостатки применения указанных выше процессов, в частности, относятся алюминиевые сплавы, содержащие цинк [1]. Эти сплавы, как отмечено в патенте 2148330 США (1939 г.) на сплавы Al—5...10 % Zn с добавкой небольших количеств Cr, Ti и Mg, обладают способностью упрочняться в результате естественного старения в течение короткого периода времени. Например, при увеличении длительности старения от 6 до 16 дней предел прочности $\sigma_в$ повышается на 7...8 %, предел текучести $\sigma_{0,2}$ — на 14...24 %. Однако при этом относительное удлинение снижается до 2...4 %. Установлено [2], что упрочнение алюминиево-цинковых сплавов при старении происходит в результате формирования богатых цинком метастабильных фаз, упрочняющих твердый раствор.

Разработан апробированный в производственных условиях и защищенный целым рядом патентов эффективный способ модифицирования [3, 4] алюминиевых литейных и деформируемых сплавов, чугунов и сталей *нанопорошками* (НП) химических соединений, исключающий применение модифицирующих флюсов и обеспечивающий длительное сохранение эффекта модифицирования (часы). Суть способа заключается во введении в расплав частиц НП в объеме прутка, отпрессованного (экструдированного) из пластической основы (например, частиц алюминия) и частиц нанопорошка, в результате чего происходит измельчение структуры (см. рис. 1) и, как следствие, повышение механических свойств металлоизделий.

В ходе исследований [5, 6] промышленных алюминиевых сплавов, результаты которых

а) *б)*

Рис. 1. Типичный вид поверхности шлифов технологических проб диаметром 70 мм, отлитых из алюминия в металлическую форму:

а — без модифицирования; *б* — с модифицированием НП

были подтверждены на алюминиевых сплавах [7] и чугунах [8], установлено, что *температурная обработка расплава* (ТОР), заключающаяся в перегреве металла в процессе плавки, приводит к увеличению механических свойств отливок. Механизм воздействия ТОР объясняется гомогенизацией расплава — повышением однородности строения жидкого металла в результате разрушения предкристаллизационных образований [9].

Цель работы — с использованием эффекта естественного старения дополнительно повысить механические свойства алюминиево-цинкового сплава, особенно пластическую характеристику — относительное удлинение.

ТОР проводили на сплаве Al—10 % Zn по нескольким температурно-временным режимам с последующим естественным старением отлитых деталей. Сплавы готовили по температурно-временным режимам, апробированным в работах [6, 10] (во всех случаях расплав перегревали до температуры 900 °С):

1) смешивание: перегрев расплава, отбор части металла в тигель, охлаждение его на воздухе до твердожидкого состояния, добавление в него перегретого металла, охлаждение смешанного объема до 700 °С и заливка;

2) перегрев и медленное охлаждение: отбор сплава из печи в отдельный тигель, охлаждение его на воздухе до 700 °С и заливка;

3) перегрев и быстрое охлаждение — введение в перегретый расплав чушек из этого же сплава до его охлаждения до 700 °С и заливка в кокиль. В качестве защитного флюса применяли хлористый цинк $ZnCl_2$.

Значения механических свойств (табл. 1), полученных на образцах, выточенных из отливок в течение 1 ч после литья, оказались близкими для всех режимов ТОР, тогда как в результате естественного старения прочностные характеристики увеличились на десятки процентов, особенно твердость. При этом относительное удлинение уменьшилось, хотя его абсолютные значения оказались достаточно высокими для обеспечения нормальной эксплуатации деталей.

Одновременное увеличение прочностных и пластических характеристик сплавов, что является трудно выполнимой задачей, было установлено при легировании магния редкоземельными гадолинием и иттрием [11], однако их применение целесообразно в широких масштабах из-за высокой стоимости и высокой температуры плавления этих элементов (гадолиний — 1313 °С, иттрий — 1522 °С), для их введения в расплав требуется разработка соответствующих лигатур [12, 13], что усложняет и удлиняет цикл изготовления и удорожает стоимость продукции.

На основании большого положительного опыта применения нанопорошков химических соединений для повышения механических

1. Влияние перегрева расплава и естественного старения на механические свойства отливок из сплава Al−10 % Zn (температура заливки с 700 °С)

Температурная обработка	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение , %	Твердость, НВ
	до/после старения		
Смешивание перегретого металла (900 °С) с охлажденным (700 °С)	158/200 (увеличение на 26,6 %)	24,2/11,1 (уменьшение в 2,2 раза)	43/79 (увеличение на 49,1 %)
Перегрев металла и медленное охлаждение до заливки	153/217 (увеличение на 41,8 %)	21,3/9,5 (уменьшение в 2,2 раза)	44/93 (увеличение в 2,1 раза)
Перегрев металла и быстрое охлаждение до заливки	156/183 (увеличение на 17,3 %)	24,9/10,4 (уменьшение в 2,4 раза)	45/77 (увеличение на 77,1 %)

2. Влияние перегрева расплава и естественного старения на механические свойства отливок из сплава Al—10 % Zn, модифицированного TiN

Температурная обработка	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Твердость, НВ
	до/после старения		
Смешивание перегретого металла (900 °С) с охлажденным (700 °С), температура заливки 700 °С	165/225 (увеличение на 36,4,%)	25,8/23,0 (уменьшение на 12,2 %)	46/83 (увеличение на 80,4 %)

свойств деталей машин, отливаемых из различных сплавов [3, 4], было проведено модифицирование сплава Al—10 % Zn нанопорошком нитрида титана TiN, который вводили в расплав в количестве 0,05 % мас. в объеме прутка, отпрессованного из частиц алюминия и порошка TiN, полученного методом плазмохимического синтеза, при выполнении режима смешивание. В результате получили одновременное повышение обеих характеристик, особенно относительного удлинения (табл. 2). Так, если при применении ТОР без введения в расплав TiN удлинение после старения уменьшается на сотни процентов, то при модифицировании TiN — только на 12,2 %, т.е. в 10 раз меньше.

Заключение. Описана технология приготовления сплава Al—10 % Zn, которая заключается в модифицировании перегретого расплава нанопорошком нитрида титана TiN и последующего старения, в результате чего увеличиваются механические свойства отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Shin S.S., Lim K.M., Park I.M.** Characteristics and microstructure of newly designed Al—Zn-based alloys for the die-casting process // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 671. P. 517—526.

2. **Cvijović Z., Vratnicab M., Cvijović-Alagićc I.** The influences of multiscale-sized second-phase particles on fracture behaviour of overaged 7000 alloys // Procedia Engineering. 2009. Vol. 1. Issue 1. P. 35—38. (Conference Mesomechanics 2009. Oxford, United Kingdom 24—26 June 2009).

3. **Крушенко Г.Г.** Применение нанопорошков химических соединений для улучшения качества металлоизделий // Технология машиностроения. 2002. № 3. С. 3—6.

4. **Нанопопрошковые** технологии в машиностроении / В.В. Москвичев, Г.Г. Крушенко, А.Е. Буров и др. Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2013. 186 с.

5. **А. с. 412270 СССР, М Кл. С22С 1/02 В22D 21/04.** Способ приготовления алюминиево-кремниевых сплавов / Г.Г. Крушенко, П.А. Финогенов, С.И. Торшилова и др. Заявка № 1802617/22-1 от 27.06.1972. 1974. БИ. № 3.

6. **Крушенко Г.Г., Хайкин А.Л., Торшилова С.И. и др.** Температурная обработка в жидком состоянии сложнолегированного сплава системы Al—Si—Mg с целью повышения механических свойств отливок // Известия вузов. Цветная металлургия. 1983. № 5. С. 97—99.

7. **Deev V., Tsetsorina S., Yudin A.** et al. Applying of thermo-speed treatment of the alloy in industry casting technologies // 10th International congress “Machines, technologies, materials". 2013. Vol. 2. P. 30—31.

8. **Ри Хосен**. Влияние температурных режимов плавки, модифицирующих и легирующих элементов на свойства чугунов в жидком и твердом состояниях. Хабаровск: Изд-во ХГТУ, 1997. 150 с.

9. **Гаврилин И.В.** Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. Владимир: Владимирский гос. ун-т, 2000. 260 с.

10. **Крушенко Г.Г.** Повышение механических свойств отливок из сплава системы Al—Si—Mg с применением температурной обработки расплава // Литейное производство. 2014. № 7. С. 9—12.

11. **Lingling Tang, Wei Liu, Zhigang Ding** et al. Alloying Mg with Gd and Y: Increasing both plasticity and strength // Computational Materials Science. 115 (2016). P. 85—91.

12. **Changping Tang, Wenhui Liu, Yuqiang Chen** et al. Effects of thermal treatment on microstructure and mechanical properties of a Mg—Gd-based alloy plate // Materials Science and Engineering: A, 2016. Vol. 659. P. 63—75.

13. **Structure** Heredity Effect of Mg-10Y Master Alloy in AZ31 Magnesium Alloy // Rare Metal Materials and Engineering. 2013. P. 2009—2013.

Генрих Гаврилович Крушенко, д-р техн. наук,
genry@icm.krasn.ru

УДК 621.791

И.Г. Кременский
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Современные технологии получения заготовок из изношенных деталей

Показано развитие технологий восстановления изношенных при эксплуатации, отбракованных деталей до состояния заготовок и деталей, пригодных для вторичного использования.

Ключевые слова: восстановление деталей; ремонтная заготовка; износ; покрытие; наплавка; напыление; приварка; полимерные материалы.

The development of the restoration of worn when operating technologies, rejected parts to the state of repair of blanks and components suitable for reuse is shown.

Keywords: restoration of parts; repair blank; wear; coating; welding; spraying; welding; polymer materials.

Исследованиями многих авторов установлено, что 85...90 % машин выходят из строя не из-за поломок деталей, а вследствие изнашивания 2...4 % рабочих поверхностей. В большинстве случаев детали отбраковывают при износах, составляющих десятые доли миллиметра и потенциально возможно восстановление до 60...70 % деталей машин при затратах, составляющих 15...70 % стоимости новых [1]. Восстановление деталей становится целесообразным, когда оно обходится дешевле, чем изготовление новых.

Экономический эффект достигается прежде всего сокращением затрат на добычу и переработку исходных материалов для выплавки металла и получение заготовки. При восстановлении деталей расходуется в десятки раз меньше сырьевых и энергетических ресурсов по сравнению с изготовлением заготовок из первичных материалов. Поэтому экологичность восстановления изделий значительно выше по сравнению с их изготовлением из первичных ресурсов. Например, для производства 1 кг стали расходуется 1 кг кислорода.

Компенсацией утраченного при износе объема деталей получают заготовку или ремонтную заготовку, т.е. восстанавливаемую деталь с припусками на ее поверхностях для последующей механической обработки в целях обеспечения необходимой точности и шероховатости. Получение ремонтных заготовок большой массы дает большую экономическую выгоду. Например, восстановление крупногабаритных коленчатых валов позволяет получить существенную экономию, прежде всего металла, тогда как малогарабаритные коленчатые валы бывает дешевле заменить на новые.

Заготовки из изношенных деталей зачастую не только не уступают по качеству новым, но и превосходят их. Станины, прослужившие много лет, лучше новых из-за меньших остаточных напряжений и большей виброустойчивости [2].

Припуск под последующую механическую обработку иногда назначают на самой изношенной детали, обрабатывая ее под ремонтный размер. Получение ремонтной заготовки выкраиванием припуска из материала самой изношенной детали является наиболее выгодным экономически, но чаще это невозможно конструктивно.

Наибольшее распространение получили способы создания ремонтных заготовок нанесением покрытий, компенсирующих утраченный при износе объем материала. Способ нанесения этих покрытий, условия, при которых он реализуется, определяют свойства поверхностного слоя. Формирование свойств металла покрытия связано с термическим воздействием на деталь, химическими и структурными изменениями ее поверхности.

Способы нанесения покрытия, компенсирующего утраченный при износе объем металла, различают главным образом по степени теплового воздействия на деталь. Наиболее распространенными являются сварочно-наплавочные технологии [3].

Среди различных способов наплавки наиболее широко применяемый — дуговая наплавка, развитие способов которой происходит по направлениям повышения производительности и

улучшения структуры наплавленного слоя металла [4]. Это достигается применением новых электродных порошковых наплавочных проволок, разработкой различных алгоритмов функционирования систем механизированного оборудования с изменяющимися параметрами, в том числе с различного рода поперечными колебаниями проволоки, осевыми движениями проволоки с разными частотами и др. В частности, экспериментально и теоретически показана возможность управления термическим циклом наплавки в результате периодического изменения скорости подачи проволоки, что приводит к изменению структуры и механических свойств наплавленного металла [5].

Для получения ремонтной заготовки используют различные способы дуговой наплавки изношенных деталей, в том числе: в защитных газах, под слоем флюса, вибродуговую электрошлаковую наплавку. Это обусловлено тем, что наплавку применяют для деталей различного служебного назначения, различной геометрии и массы, для получения наплавленного слоя разной толщины — от долей миллиметра до 10 мм [3].

Все способы дуговой наплавки сопровождаются большим тепловложением для проплавленного металла, но в результате последующего охлаждения наплавленного металла и подложки с высокой скоростью в них образуются закалочные структуры. Это приводит к высокой твердости металла, возникновению трещин и пор, что в сочетании со значительными микронеровностями и разнородностью структуры наплавленного металла приводит к тяжелым условиям последующей лезвийной обработки. Особенно это проявляется при получении чугунных ремонтных заготовок, для наплавки которых без образования отбела разрабатываются горелки и технологии комбинированной наплавки с одновременной подачей в сварочную ванну присадочного материала в виде проволоки и порошковых сплавов [6].

Технологический процесс получения ремонтной заготовки часто включает в себя последующую за компенсацией утраченного объема термопластическую обработку наплавленных поверхностей. При этой обработке, совмещая термическое воздействие на металл с его пластической деформацией, удается получить физико-механические свойства наплавленных поверхностей, практически не отличающиеся от свойств основного металла детали.

На базе физических основ термоупругопластического деформирования разработана математическая модель релаксации остаточных напряжений в зависимости от их начального уровня, степени упрочнения и времени [7]. Формирование свойств наплавленного слоя имеет особое значение, поскольку экономическая эффективность процесса восстановления зависит не только от затрат на последующую механическую обработку, которые могут составлять 75 % общих затрат [3]. Происходит интенсивное изнашивание режущего инструмента, в 2—4 раза сильнее, чем предусматривают общемашиностроительные нормы.

В другую группу способов получения ремонтной заготовки можно выделить способы с ограниченным тепловложением, когда поверхностный слой восстанавливаемой детали остается в твердой фазе. Среди этих способов наибольшее распространение имеют способы газотермического напыления, при которых покрытие создается посредством высокотемпературной газовой струи.

По критериям производительности и стоимости наиболее предпочтительны способы дуговой металлизации и сверхзвукового газовоздушного напыления. В последнем случае мелкие металлические частицы вводятся в поток газа, движущийся со скоростью звука, и направляются на восстанавливаемую поверхность. Сталкиваясь с ней в процессе высокоскоростного удара, частицы закрепляются на поверхности, формируя, сплошное покрытие. Однако из-за разности температур в поверхностном слое и в объеме детали появляются остаточные растягивающие напряжения, ухудшающие прочность сцепления покрытия с напыляемой деталью.

Для улучшения адгезии покрытия с основным металлом применяют газодинамический способ напыления в сочетании с электроискровой обработкой. Электроискровой слой обеспечивает хорошую адгезионную прочность, а слой газотермического покрытия — необходимую плотность покрытия и толщину более 1 мм [8].

К прогрессивным газотермическим способам сверхзвукового напыления относят плазменные способы, имеющие следующие недостатки: низкую прочность соединения покрытия с деталью, высокие остаточные напряжения в покрытиях повышенной толщины, наличие пористости [9].

Ограниченное тепловложение происходит при получении ремонтных заготовок распространенным способом — электроконтактной приваркой металлической ленты, проволоки, сетки, порошковых металлов. Стальную сетку используют для электроконтактной приварки, компенсируя утраченный объем на дорогостоящих изношенных деталях из конструкционных и легированных сталей [10]. Недостатком этого способа является небольшая толщина формируемого покрытия, но для ее увеличения можно одновременно приварить несколько слоев присадочной сети.

При приварке стальных сеток сварное соединение покрытия с основным металлом детали может образоваться не только в твердой, но

в некоторых случаях и в жидкой фазе, поскольку при использовании сеток с малыми просветами между проволоками их деформация затруднена и может оказаться недостаточной для формирования соединения без оплавления контактирующих поверхностей.

Практически без теплового вложения получают ремонтную заготовку пластическим перемещением металла на изношенную поверхность со свободной. Формирование заготовки из изношенной детали обычно проводят в условиях холодной деформации, сохраняющей не только структуру металла, но и качество поверхности. Пластическое деформирование в этом случае отличается малыми значениями деформации и может осуществляться только за счет действия термических напряжений [11]. Например, широко применялся процесс восстановления поршневых пальцев термопластическим деформированием. Создавая градиент температуры по радиусу полого цилиндра, увеличивают наружный диаметр на 0,1...0,3 мм, а длину — на 0,2...0,5 мм. После раздачи их подвергают шлифованию на бесцентрово-шлифовальных станках и обрабатывают торцы на плоскошлифовальном станке.

К технологии восстановления без термического вложения относят способы с применением полимерных материалов, обладающих хорошими химической стойкостью, износостойкостью, антифрикционными свойствами при достаточно высокой прочности. Вместе с тем традиционные полимерные материалы имеют низкие теплостойкость и теплопроводность, что приводит к тому, что участок, восстановленный с помощью такого полимера (без использования специальных наполнителей), является изолятором и аккумулирует тепло. Применение специальных наполнителей позволяет создать полимерные ремонтные материалы, которые можно использовать при получении ремонтных заготовок из изношенных деталей, работающих в широком диапазоне температур. Кроме того, практически все теплопроводные наполнители значительно увеличивают прочностные характеристики ремонтного материала [12].

Таким образом, вторичное использование в качестве заготовок вышедших из эксплуатации деталей позволяет существенно экономить материальные ресурсы. Публикации последних лет показывают, что в разных областях хозяйственной деятельности ведутся работы по созданию эффективных технологий обработки вышедших из эксплуатации деталей до состояния ремонтных заготовок новых деталей из различных материалов, главным образом импортного оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коротков В.А.** Экономика износостойкости // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 6. С. 8—11.
2. **Расторгуев Г.А.** Восстановление станин металлорежущих станков // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 1. С. 5—12.
3. **Схиртладзе А.Г., Тимирязев В.А.** Методы восстановления деталей наплавкой и обработки наплавленных поверхностей в ремонтном производстве // Ремонт, восстановление, модернизация. 2015. № 9. С. 3—8.
4. **Слинко Д.Б., Соловьева Р.Ю.** Восстановительная наплавка траков гусениц // Ремонт, восстановление, модернизация. 2016. № 3. С. 11—14.
5. **Лебедев В.А., Тищенко В.А.** Исследование зоны термического влияния при механизированной наплавке с модуляцией режима // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 10. С. 29—34.
6. **Слинко Д.Б., Мурзаев В.П.** Использование комбинированной наплавки при восстановлении чугунных корпусных деталей // Ремонт, восстановление, модернизация. 2015. № 5. С. 3—6.
7. **Математическая** модель релаксации остаточных напряжении в поверхностных слоях наплавленных деталей, упрочненных методом термопластического деформирования / И.Н. Кравченко, В.П. Кожемякин, А.В. Шиян, Е.А. Панкратова // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 11. С. 2—10.
8. **Иванов В.И., Костюков А.Ю., Денисов В.А. и др.** Применение электроискрового и холодного газодинамического методов нанесения металлопокрытий при ремонте блоков цилиндров // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 3. С. 11—15.
9. **Кадырметов А.М.** Плазменное нанесение покрытий в режиме модуляции электрических параметров // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 10. С. 23—25.
10. **Конов А.Ю., Нафиков М.З.** Особенности восстановления валов многослойной контактной приваркой металлических сеток // Ремонт, восстановление, модернизация. 2015. № 10. С. 23—27.
11. **Кременский И.Г.** Пластическое деформирование в технологии восстановления деталей // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 11. С. 41—44.
12. **Зорин В.А., Баурова Н.И.** Ремонт теплонагруженных элементов машин и оборудования с использованием наполненных полимерных материалов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 4. С. 16—19.

Илья Георгиевич Кременский, канд. техн. наук,
mt13@bmstu.ru

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 20.12.2016. Подписано в печать 06.02.2017. 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.