ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 5 май 2013

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.
БАСТ Ю.
ТУТМАН Т.
ЭРКСЛЕБЕН С.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Миненко Г.Н. Влияние обработки расплава электрическим полем на механические и технологические свойства чугуна . . . 3
Левшин Г.Е., Карих А.А. Прогрев литейной магнитной формы в функции времени и расстояния от отливки . . . 6
Быковский О.Г., Ершов А.В., Лаптева А.Н., Глотка А.Н. Определение температуры частиц при плазменном напылении токоведущей проволокой . . . 12

Кузнечно-штамповочное производство

Елисеев В.В., Струков А.Н., Гольцев А.А., Гольцев А.М., Шапиевская В.А. Повышение точности моделирования обтяжки профильных деталей на гибочно-растяжных станках с ЧПУ . . . 15
Алексеев Д.А. Влияние давления жидкости на качество тройников, изготовляемых гидроштамповкой . . . 19
Ковалёв В.Г., Ковалёв С.В. Повышение точности при штамповке листовых материалов . . . 24

Прокатно-волочильное производство

Битков В.В. О целесообразности применения сборных волок для волочения проволоки . . . 29

Материаловедение и новые материалы

Гуревич Ю.Г. Азотирование твердых сплавов на основе карбида титана методом взаимодействия с нитридом алюминия . . . 34
Муратов В.С., Хамин О.Н., Закопец О.И. Получение качественных ионно-плазменных покрытий на изделиях из литых алюминиевых сплавов . . . 36
Колмыков В.И., Горожанкин В.В., Бедин В.В., Романенко Д.Н. Прогнозирование абразивной износостойкости двухфазных структур в металлических композитах . . . 40

Информация

Адиков С.Г., Кретинин О.В., Волков О.В., Шевелев А.Е. Влияние интенсивности ультразвуковых колебаний на нагрев заготовок древесины при воздействии поперек волокон . . . 43

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2013

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 5 May 2013

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV 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.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.
BAST J.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.
SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Minenko G.N. Effect of melt processing by electric field on mechanical and technological properties of cast iron . . . 3
Levshin G.E., Karikh A.A. Warm-up of magnetic mould as function of time and distance from casting . . . 6
Bykovsky O.G., Ershov A.V., Lapteva A.N., Glotka A.N. Determination of particles temperature during plasma spraying by current-carrying wire . . . 12

Forging and Stamping Productions

Eliseev V.V., Strukov A.N., Gol'tsev A.A., Gol'tsev A.M., Shapievskaya V.A. Increase of accuracy of stretch-forming simulation of extrusions on wrapping machines with NC . . . 15
Alekseev D.A. Effect of fluid pressure on quality of T-branch produced by hydrostamping . . . 19
Kovalev V.G., Kovalev S.V. Increase of accuracy in stamping of sheet materials . . . 24

Rolling and Drawing Productions

Bitkov V.V. Application of pressure dies for wire drawing . . . 29

Physical Metallurgy and New Materials

Gurevich Yu.G. Nitriding of hard alloys based on titanium carbide interacts with aluminum nitride . . . 34
Muratov V.S., Khamin O.N., Zakopets O.I. Producing of ion-plasma coatings on products made of casting aluminum alloys . . . 36
Kolmykov V.I., Gorozhankin V.V., Bedin V.V., Romanenko D.N. Forecasting of abrasive wear resistance of two-phase structures in metal composites . . . 40

Information

Adikov S.G., Kretinin O.V., Volkov O.V., Shevelev A.E. Effect of ultrasonic vibrations intensity on wood heating in exposure across grain . . . 43

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2013

УДК 621.745.55:669.13

Г.Н. Миненко
(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

Влияние обработки расплава электрическим полем на механические и технологические свойства чугуна

Приведены результаты экспериментов по обработке пульсирующим электрическим током расплава серого чугуна при его протекании через проходную емкость на технологические и механические свойства сплава.

Ключевые слова: расплав; серый чугун; обработка пульсирующим электрическим током; проходная емкость с электродами; технологические и механические свойства.

The results of experiments on the pulsating electric current treatment of the grey cast iron melt when it flows through the container on technological and mechanical properties of alloy are presented.

Keywords: melt; grey cast iron; pulsating electric current treatment; container with electrodes; technological and mechanical properties.

Решение технической задачи, связанной с созданием оптимальных условий для протекания процесса кристаллизации чугуна, влияющего на механические и технологические свойства сплава, имеет большое значение для производства промышленного литья.

Процесс кристаллизации связан с возникновением в металлическом расплаве центров кристаллизации, образования и роста на них твердой фазы расплава и возникновения первичного зерна в структуре сплава. Количество зерен в единице объема сплава определяет уровень механических свойств чугуна, от которого зависят толщина стенок отливки и, следовательно, ее металлоемкость и масса.

Влияние обработки электрическим полем *E* жидкого чугуна на процесс его кристаллизации изучали с помощью специальной экспериментальной установки (рис. 1), состоящей из разливочного ковша *1*, проходной емкости с электродами Э, контактирующими с проходящим через нее расплавом чугуна *2*, литейной формой для получения образцов на механические испытания *3* и технологических проб для определения отбела чугуна *4* и для измерения жидкотекучести чугуна *5*.

Опыты по воздействию электрического поля проводили на сером чугуне марки СЧ20, выплавленном в индукционной тигельной печи ИСТ 0,16 с кислой футеровкой. Химический состав чугуна СЧ20, % мас.: 3,1...3,4 C; 2,0...2,3 Si; 0,4...0,6 Mn; не более 0,15 P, S и Cr.

Температуру жидкого чугуна измеряли термопарой погружения марки ВР5/20. После подогрева расплава чугуна до температуры (1420±10) °С чугун из тигельной печи переливали в предварительно прогретый газовой горелкой разливочный ковш *1* (см. рис. 1). Из ковша чугун заливали в проходную емкость *2* с подключенными к электрической сети вольфрамовыми электродами, из которой чугун переливался в литейные формы *3*, *4* и *5*. Все литейные формы заполняли жидким чугуном при его температуре (1370±10) °С.

В литейной форме *3* получали три стандартных образца для испытания на растяжение и измерения твердости сплава по Бринеллю. Литейная форма *4* представляла собой клиновую пробу размерами 100×120×27 мм для определения отбела серого чугуна. Спиральная проба сечением 50 мм^2 и длиной 1200 мм, получаемая в форме *5*, позволяла вычислить жидкотекучесть расплава чугунов.

Литейные формы *3*, *4* и *5* изготовляли из песчано-глинистой смеси и заливали попарно обработанным и исходным чугуном для получения сопоставимых данных по влиянию обработки электрическим полем на механические и технологические свойства серого чугуна.

Для обеспечения оптимальной скорости заливки применяемых литейных форм с массовым расходом

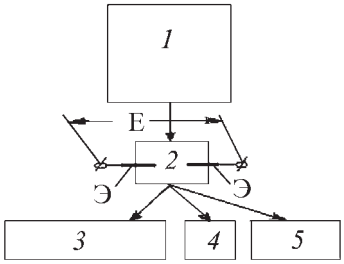

Рис. 1. Схема экспериментальной установки

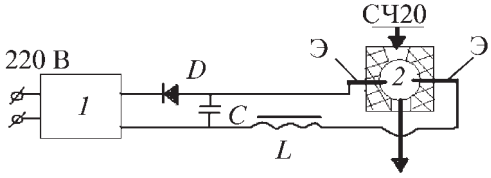

Рис. 2. Электрическая схема экспериментальной установки

жидкого чугуна 2,0 кг/с диаметр выходного отверстия в проходной емкости составлял 19 мм.

Обработку расплава чугуна электрическим полем в проходной емкости осуществляли с использованием электрической схемы (рис. 2). Электрическое напряжение подавалось на вольфрамовые электроды Э диаметром 6 мм, находящиеся во внутренней полости проходной емкости *2*. К электродам присоединяли индукционно-емкостной *LC*-фильтр и сварочный трансформатор *1* переменного тока марки ТДМ-161 У2. Однополупериодный выпрямитель для данной схемы был выполнен на полупроводниковом силовом диоде *D* типа Д151-160.

Данная схема позволяла получать силу тока на электродах Э, имеющих непосредственный контакт с протекающим через проходную емкость *2* жидким чугуном 50...51 А. Этот интервал значений силы тока был определен исходя из серии опытов по нахождению его оптимальных значений, исключающих изменение химического состава обрабатываемого расплава чугуна за счет растворения металла электродов. Индуктивность *L* и электрическую емкость *C*, из которых состоял *LC*-фильтр выпрямителя, подбирали таким образом, чтобы коэффициент пульсации был равен 1,5. Это значение коэффициента пульсации было выбрано для оптимизации процесса обработки жидкого чугуна с учетом явления поляризации электродов.

Удельную мощность электрического тока рассчитывали по мощности (В·А), подводимой к электродам, отнесенной к массовому расходу жидкого чугуна (кг/с), заливаемого из проходной емкости в литейные формы. Удельная мощность для данной проходной емкости составляла 650...663 В·А·с/кг.

Предел прочности чугуна при растяжении $\sigma_в$ определяли на образцах, выточенных из цилиндрических проб диаметром 30 мм, по стандартной методике. После проведения 35 опытных плавок получили по 105 образцов для чугуна, обработанного электрическим полем, и для исходного чугуна. Каждую серию опытов с обработанным и исходным чугунами объединяли в две совокупности измеряемых величин, для определения закона распределения рассматриваемой величины.

Проверку нормального закона распределения $\sigma_в$ обработанного и исходного чугунов проводили по критерию согласия Пирсона и полученные значения подставляли в условие Романовского, по которому и оценивали соответствие фактического распределения нормальному закону распределения анализируемой величины.

Для сравнения средних значений каждой совокупности опытов, дающих нормальный закон распределения, применяли метод сопоставления полученного закона с *t*-распределением Стьюдента с надежностью вывода $P = 0{,}999$.

Результаты экспериментов показали увеличение значений $\sigma_в$ исходного чугуна со среднего значения 206,56 МПа до среднего значения 217,67 МПа у обработанного электрическим полем чугуна.

При этом среднеквадратическое отклонение для необработанного чугуна равно 3,02255 и для обработанного чугуна 2,82843, что свидетельствует не только о повышении прочностных свойств серого чугуна, но и об увеличении стабильности результатов процесса кристаллизации сплава под влиянием обработки электрическим полем.

На рис. 3, *а* приведена микроструктура серого чугуна до и после обработки электрическим полем в проходной емкости, на которой видно заметное уменьшение линейных размеров включений графита в перлитно-ферритной матрице у обработанного чугуна.

На рис. 3, *б* показана нетравленая структура исходного и обработанного серого чугуна с графитовыми включениями. Из этих фотографий можно сделать вывод, что не только размеры графитовых включений чугуна изменились под влиянием обработки электрическим полем, но и уменьшилась их дисперсность.

Средняя поверхностная твердость по Бринеллю после обработки чугуна электрическим полем возросла от 194,05 до 206,17 НВ, что можно объяснить упрочнением металлической матрицы в результате повышения дисперсности графитовых включений.

Определение количества эвтектических зерен (травление шлифа осуществляли реактивом Марбли) также показало позитивное влияние обработки чугуна и их среднее значение на единицу площади шлифа у обработанного чугуна повысилось в среднем от 85 до 103 по сравнению с исходным чугуном.

Измерение литейных технологических свойств выявило их изменение под воздействием электрического поля. Отбел серого чугуна снизился, в среднем, по общему отбелу с 17 до 13 мм и по чистому отбелу с 12 до 9 мм для обработанного и исходного чугунов.

Жидкотекучесть обработанного чугуна 643...685 мм (среднее значение 664 мм), жидкотекучесть необработанного чугуна 687...691 мм (среднее значение 683 мм), т.е. снижение этой величины составило не более 2,8 %.

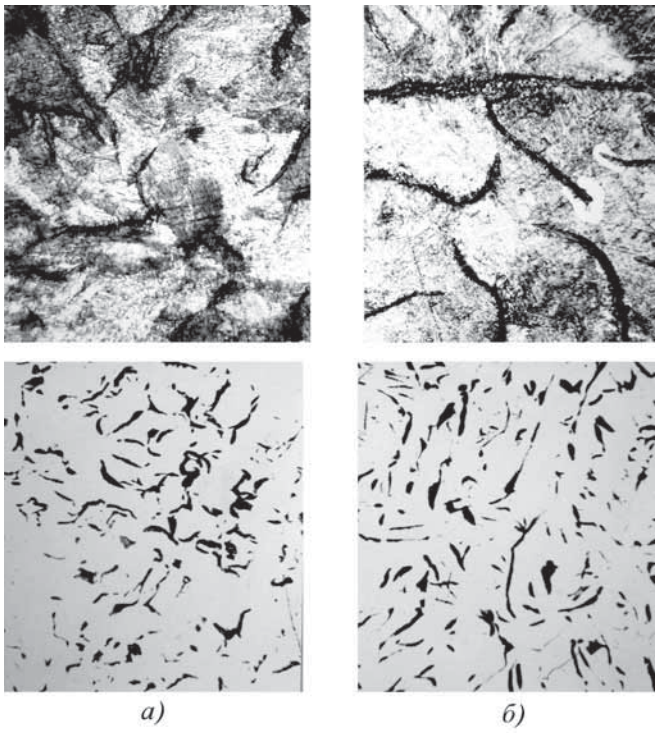

Рис. 3. Микроструктура серого чугуна, обработанного электрическим полем (слева) и исходного чугуна (справа):
а – ×500; *б* – ×100 (не травлено)

Такое изменение жидкотекучести под влиянием обработки расплава чугуна электрическим полем можно объяснить увеличением числа возникших центров кристаллизации сплава, которые увеличили внутреннее трение в расплаве и вызывали некоторое снижение подвижности жидкого чугуна в канале технологической пробы [1].

Изменения механических и технологических свойств обработанного электрическим полем расплава чугуна связаны, по мнению авторов статьи, с приобретением дополнительного электрического заряда центрами кристаллизации сплава при прохождении жидкого чугуна через межэлектродное пространство в проходной емкости.

Этот заряд увеличивает разность свободных энергий твердой и жидкой фаз, что сказывается на уменьшении критического радиуса зародыша кристалла и делает сплав более мелкокристаллическим [2]. Рост числа кристаллов в единице объема чугуна приводит к повышению прочностных свойств сплава $\sigma_в$ и некоторому увеличению его поверхностной твердости (НВ).

Таким образом, обработка электрическим полем расплава чугуна вызывает возникновение электрического тока и при его протекании через межэлектродное пространство проходной емкости, заполненной жидким чугуном, происходит изменение состояния зародышевой фазы сплава. Это изменение сказывается на кинетике кристаллизации серого чугуна и делает его более мелкокристаллическим, что вызывает рост прочностных свойств этого сплава.

Повышение прочности сплава и улучшение технологических свойств чугуна снижает процент брака отливок. Уменьшение количества бракованного литья положительно сказывается на себестоимости чугунных отливок и даст экономический эффект, определяемый объемом их производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Миненко Г.Н., Головоких А.С.** Особенности процесса воздействия электрического тока на металлический расплав // Литейщик России. 2011. № 7. С. 29–30.

2. **Миненко Г.Н.** Воздействие физических полей на процессы внепечной обработки литейных сплавов: учеб. пособие. М.: Спутник+, 2012. 64 с.

Георгий Николаевич Миненко, канд. техн. наук,
mi29ko2011@gmail.com

Читайте в следующем номере:

- **Евлампиев А.А., Чернышов Е.А., Королёв А.В., Гусева О.Б., Михайлов С.В.** Влияние продуктов деструкции разделительного покрытия и стержневой смеси на образование газовых дефектов в стальных отливках
- **Тахиров А.А., Гущин Н.С.** Влияние углерода, хрома и кремния на графитизацию легированного чугуна
- **Шнеерсон В.Я.** К характеристикам течения жидкого металла сварочной ванны при сварке металлов плавлением

УДК 621.74.002:621.744.3

Г.Е. Левшин, А.А. Карих
(Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул)

Прогрев литейной магнитной формы в функции времени и расстояния от отливки

Предложено математическое и графическое, в том числе сплайном, описание температурного поля линейной магнитной формы в функции времени и глубины прогрева на основе ограниченного числа экспериментальных данных, полученных методом заливки, позволяющее вычислить температуры поверхности отливки и формы и объема формы в любой момент времени и на любой глубине прогрева.

Ключевые слова: литейная магнитная форма; математическое описание; прогрев; температура поверхности формы и отливки; глубина прогрева; температурное поле.

The mathematical and graphical including spline description of the temperature field of the casting magnetic mould as function of time and depth of the warm-up on based on the limited number of experimental data obtained by the filling is suggested. It enables to calculate the temperature of the casting surface and the mould surface as well as of the mould's volume at any moment of time and at any depth of warm-up.

Keywords: casting magnetic mould; mathematical description; warm-up; temperature of mould surface and casting surface; depth of warm-up; temperature field.

В работах [1–4] показано, что реально работающая математическая модель прогрева литейной *магнитной формы* (МФ) не разработана, и подробно рассмотрены причины этого.

В известных моделях отливку рассматривают как неиссякаемый источник тепла, что допустимо (с некоторой погрешностью) только до момента $t_{затв}$ затвердевания отливки [3–6]. Однако после этого форма прогревается затухающим источником тепла – охлаждающейся отливкой [1–4, 7].

Эти модели используют экспериментальные результаты "метода заливки", т.е. изменение во времени показания нескольких термопар, установленных на разных расстояниях от отливки [1, 6], но из-за серьезных трудностей при размещении термопар для измерения температур поверхностей отливки и формы $T_ф^п$ некоторые исследователи не измеряют эти важные температуры [1, 5, 6].

В работе [7] подробно рассмотрена возможность расчетного определения температур $T_ф$ и оценки $T_ф^п$ в заданный момент времени t, исходя из математического описания прогрева МФ в функции времени $T_ф = f(t)$ с использованием ограниченного числа наиболее достоверных экспериментальных данных метода заливки (температур $T_ф$, измеренных только в нескольких точках МФ). При этом можно определить и глубину прогрева $x_ф$, однако только по графикам $T_ф = f(t)$.

Поэтому представляет практический интерес расчетное определение температур $T_ф$ (на любой заданной глубине $x_ф$) и $T_ф^п$ (на поверхности формы) путем создания математического описания функции $T_ф = f(x_ф)$ по экспериментальным данным и, в основном, по методике, приведенной в статье [7].

Учитывая важность точного определения этих температур, теплоаккумуляцию формы определяли (в отличие от методики [6] двумя путями:

1) как постоянную величину эффективной теплоаккумуляции $b_{эф}$ = 1200, определенную в этом эксперименте при $t_{затв}$ (табл. 1, строка 1);

2) как переменную величину $b_ф$ для измеренного текущего значения $T_ф$ на ближайшей к отливке глубине $x_ф$ = 4 мм в этот же момент времени по зависимости локальной теплоаккумуляции $b_ф$ от температуры (табл. 1, строка 2) [2, 7]:

$$b_ф = 0{,}86976\, T_ф + 732{,}78\,. \qquad (1)$$

Сравнение полученных расчетом двух значений (см. табл. 1, строки 1 и 2) показало их небольшую разницу (кроме значений при 180...240 с) для одинакового времени и соответствие известным закономерностям убывания температуры от центра отливки к ее поверхности. Так, при 0 с разность составляет 59 °С и уменьшается до 7...8 °С при 390 с.

Чтобы точнее рассмотреть прогрев до затвердевания отливки и сразу после него, сначала использовали исходную базу данных (но без температур при $x_ф$ = 50 мм для периода времени до 210 мин) и вычисленные по обоим вариантам значения температуры поверхности отливки (см. табл. 1).

Приняв допущение [6] о том, что температуры поверхности формы $T_ф^п$ и отливки равны между собой, с помощью программы Microsoft Excel получили графические зависимости $T_ф = f(x_ф)$ (рис. 1) и квадратные уравнения их аппроксимации параболического вида $T_ф = a\,x_ф^2 - b\,x_ф + T_ф^п$ (табл. 2, графа 2). Температура поверхности отливки должна ограничивать верх-

1. Температуры отливки и поверхности формы

Время, с														
10	20	30	60	90	120	150	180	210	240	270	300	330	360	390
Температура T, °С														
1261	1228	1200	1135	1106	1106	1106	1100	1068	1040	988	962	932	912	892
Температура отливки $T_{отл}$, °С														
1199	1174	1149	1098	1079	1083	1085	**1084**	**1044**	**1004**	977	952	924	904	884
1203	1176	1150	1099	1078	1082	1084	**1079**	**1050**	**1025**	977	953	924	904	885
Температура поверхности формы $T_ф^п$, °С														
1126	1152	1127	1114	1101	1102	1098	1089	1048	1041	1018	994	966	940	917
1026	1116	932	1020	1064	1097	1108	1105	1078	1047	1026	1002	974	946	946
909	1149	992	1042	1068	1093	1102	1099	1069	1035	1012	988	960	934	909
1187	1170	1116	1067	1060	1073	1078	1080	1039	1002	972	943	913	892	872

Примечания. 1. Температура $T_{отл}$ в строке 1 вычислена по формуле А.И. Вейника [6, 7] с использованием $b_{эф}$, а в строке 2 – с использованием $b_ф$.

2. $T_ф^п$ в строке 1, 2, 3 из табл. 2, графы 2, 3, 4 соответственно, а в строке 4 – из табл. 3

нее значение температуры поверхности формы $T_ф^п$ в этих уравнениях, так как $T_ф^п$ не может быть больше.

Анализ графиков (рис. 1) и уравнений их аппроксимации (см. табл. 2, графа 2) показал, что:

1) начальные участки многих графиков близки к прямолинейным, что облегчает вычисление градиента температуры;

2) глубина прогрева $x_{ф\ max}$ в момент $t_{затв}$ = 180 с составляет ~27,5 мм;

3) эти уравнения позволяют вычислить температуру $T_ф$ и ее градиент для любого значения t и использовать их для анализа прогрева МФ отливками из чугуна с близкой толщиной стенки. Последний член этих уравнений позволяет оценить и температуру $T_ф^п$ поверхности формы;

4) температуры поверхностей отливки и формы не всегда равны и не являются постоянными величинами, что не подтверждает теоретическое допущение об их постоянстве (особенно для реальных отливок, заливаемых с перегревом расплава). Нередко температура поверхности формы превышает температуру поверхности отливки (см. табл. 1), что свидетельствует о недостаточной достоверности уравнений;

5) в слое $x_ф$ = 10...15 мм при $t \geq 240$ с появляется труднообъяснимый выпуклый изгиб кривых прогрева, уменьшающий достоверность описания процесса вогнутой квадратичной параболой;

6) левая ветвь вогнутых парабол в диапазоне 10...210 с имеет различный вид и увеличивающийся наклон к оси температур, что свидетельствует об уменьшении показателя параболы $n_ф$ (согласно формуле (2)) и градиента $T_ф$ (некоторые его значения приведены ниже),

$$n_ф = (F_{прям} / F_{пар}) - 1, \qquad (2)$$

где $F_{прям}$ – площадь прямоугольного треугольника со сторонами ($T_ф^п - T_{ф\ нач}$) и $x_ф$ на графике зависимости $T_ф = f(x_ф)$; $F_{пар}$ – площадь под параболой с теми же сторонами на том же графике, определяемая планиметром, по миллиметровой бумаге или интегрированием экспериментальной параболы. А.И. Вейник рекомендует $n_ф$ = 2 для многих случаев разовой песча-

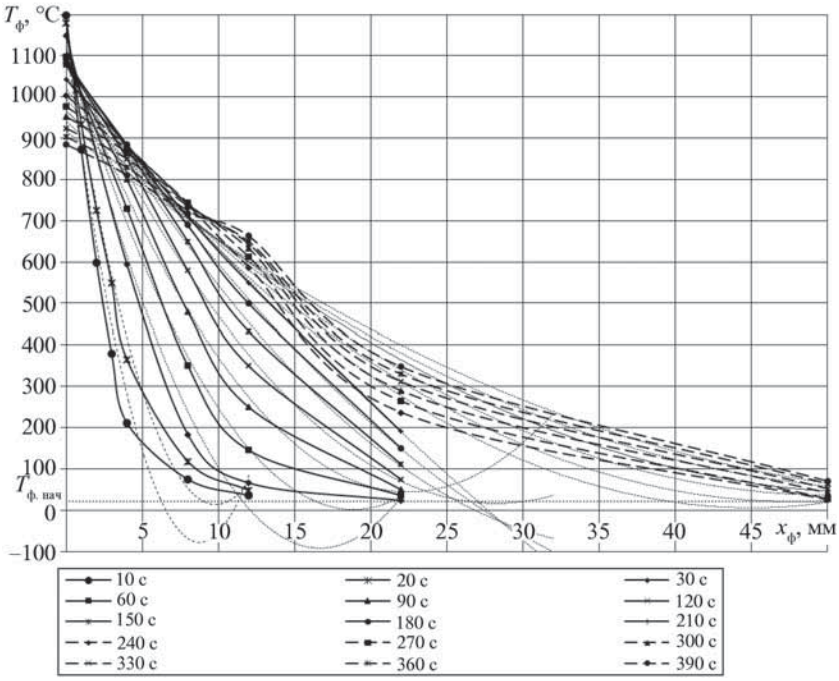

Рис. 1. Зависимости температуры $T_ф$ формы от расстояния $x_ф$ от отливки (штриховые линии – линии аппроксимации)

2. Квадратные уравнения аппроксимации зависимости $T_ф = f(x_ф)$

Время, с	Квадратные уравнения аппроксимации зависимости $T_ф = f(x_ф)$		
	по рис. 2	с использованием рис. 3	без использования (рис. 3)
10	$T_ф = 15{,}689x_ф^2 - 274{,}91x_ф + 1126{,}1$ $R^2 = 0{,}9658$	$T_ф = 13{,}08x_ф^2 - 236{,}68x_ф + 1026{,}3$ $R^2 = 0{,}9507$	$T_ф = 0{,}2197x_ф^2 - 27{,}887x_ф + 909{,}35$ $R^2 = 0{,}9882$
20	$T_ф = 11{,}815x_ф^2 - 232{,}01x_ф + 1152{,}2$ $R^2 = 0{,}9922$	$T_ф = 10{,}861x_ф^2 - 218{,}03x_ф + 1115{,}7$ $R^2 = 0{,}9892$	$T_ф = 11{,}727x_ф^2 - 230{,}71x_ф + 1148{,}8$ $R^2 = 0{,}9924$
30	$T_ф = 4{,}3906x_ф^2 - 146{,}35x_ф + 1127{,}3$ $R^2 = 0{,}9915$	$T_ф = 1{,}1677x_ф^2 - 76{,}096x_ф + 931{,}6$ $R^2 = 0{,}8874$	$T_ф = 1{,}2836x_ф^2 - 82{,}98x_ф + 1 = 992{,}24$ $R^2 = 0{,}8983$
60	$T_ф = 3{,}129x_ф^2 - 118{,}01x_ф + 1114{,}2$ $R^2 = 0{,}9972$	$T_ф = 1{,}1345x_ф^2 - 76{,}363x_ф + 1019{,}9$ $R^2 = 0{,}9491$	$T_ф = 1{,}1761x_ф^2 - 78{,}834x_ф + 1041{,}7$ $R^2 = 0{,}9569$
90	$T_ф = 2{,}0951x_ф^2 - 94{,}131x_ф + 1101{,}1$ $R^2 = 0{,}9959$	$T_ф = 1{,}0487x_ф^2 - 73{,}099x_ф + 1063{,}5$ $R^2 = 0{,}9818$	$T_ф = 1{,}0568x_ф^2 - 73{,}579x_ф + 1067{,}7$ $R^2 = 0{,}9848$
120	$T_ф = 1{,}3609x_ф^2 - 76{,}893x_ф + 1102{,}3$ $R^2 = 0{,}9965$	$T_ф = 0{,}9609x_ф^2 - 69{,}501x_ф + 1097{,}3$ $R^2 = 0{,}9953$	$T_ф = 0{,}9532x_ф^2 - 69{,}039x_ф + 1093{,}3$ $R^2 = 0{,}9959$
150	$T_ф = 0{,}8639x_ф^2 - 64{,}1x_ф + 1097{,}8$ $R^2 = 0{,}9981$	$T_ф = 0{,}8597x_ф^2 - 64{,}73x_ф + 1108$ $R^2 = 0{,}9991$	$T_ф = 0{,}8474x_ф^2 - 63{,}997x_ф + 1101{,}5$ $R^2 = 0{,}999$
180	$T_ф = 0{,}5552x_ф^2 - 54{,}975x_ф + 1089$ $R^2 = 0{,}9996$	$T_ф = 0{,}758x_ф^2 - 59{,}617x_ф + 1104{,}5$ $R^2 = 0{,}9995$	$T_ф = 0{,}747x_ф^2 - 58{,}967x_ф + 1098{,}8$ $R^2 = 0{,}9993$
210	$T_ф = 0{,}21x_ф^2 - 43{,}663x_ф + 1047{,}9$ $R^2 = 0{,}9997$	$T_ф = 0{,}6428x_ф^2 - 53{,}372x_ф + 1078{,}3$ $R^2 = 0{,}998$	$T_ф = 0{,}6242x_ф^2 - 52{,}268x_ф + 1068{,}6$ $R^2 = 0{,}9975$
240	$T_ф = 0{,}5106x_ф^2 - 45{,}969x_ф + 1040{,}6$ $R^2 = 0{,}9932$	$T_ф = 0{,}5245x_ф^2 - 46{,}781x_ф + 1047{,}2$ $R^2 = 0{,}9956$	$T_ф = 0{,}5011x_ф^2 - 45{,}392x_ф + 1035$ $R^2 = 0{,}9946$
270	$T_ф = 0{,}4351x_ф^2 - 41{,}674x_ф + 1017{,}8$ $R^2 = 0{,}9908$	$T_ф = 0{,}4513x_ф^2 - 42{,}621x_ф + 1025{,}6$ $R^2 = 0{,}994$	$T_ф = 0{,}4252x_ф^2 - 41{,}072x_ф + 1012$ $R^2 = 0{,}9927$
300	$T_ф = 0{,}3769x_ф^2 - 38{,}008x_ф + 993{,}7$ $R^2 = 0{,}9889$	$T_ф = 0{,}3942x_ф^2 - 39{,}024x_ф + 1002{,}3$ $R^2 = 0{,}9926$	$T_ф = 0{,}3675x_ф^2 - 37{,}443x_ф + 988{,}37$ $R^2 = 0{,}9911$
330	$T_ф = 0{,}3193x_ф^2 - 34{,}371x_ф + 965{,}53$ $R^2 = 0{,}987$	$T_ф = 0{,}3364x_ф^2 - 35{,}374x_ф + 973{,}96$ $R^2 = 0{,}9913$	$T_ф = 0{,}3097x_ф^2 - 33{,}789x_ф + 960$ $R^2 = 0{,}9896$
360	$T_ф = 0{,}2786x_ф^2 - 31{,}581x_ф + 940{,}17$ $R^2 = 0{,}9871$	$T_ф = 0{,}2912x_ф^2 - 32{,}308x_ф + 945{,}86$ $R^2 = 0{,}9907$	$T_ф = 0{,}2689x_ф^2 - 30{,}982x_ф + 934{,}19$ $R^2 = 0{,}9896$
390	$T_ф = 0{,}2305x_ф^2 - 28{,}561x_ф + 916{,}46$ $R^2 = 0{,}9852$	$T_ф = 0{,}2912x_ф^2 - 32{,}308x_ф + 945{,}86$ $R^2 = 0{,}9907$	$T_ф = 0{,}2197x_ф^2 - 27{,}887x_ф + 909{,}35$ $R^2 = 0{,}9882$

ной формы [6]. Это еще одна причина выбора для аппроксимации квадратичной параболы.

Важно, что на начальных этапах (до 90 с) прогрева эта ветвь кривых распределения температуры более соответствует параболическому закону, а затем (120...210 с) приближается к линейному. Это также свидетельствует о сближении значений площадей $F_{пар}$ и $F_{прям}$ (см. формулу (2)) и, как следствие, об уменьшении показателя $n_ф$ с 2,1 при 10 с практически до 0. Особенно, при t = 210 с.

Для дополнительной проверки и большей достоверности оценки неравенства температур поверхностей отливки и формы в предыдущую базу данных добавили экспериментальные значения температуры $T_ф$ при $x_ф$ = 50 мм (для моментов времени до 210 с), построили графики $T_ф = f(x_ф)$ и получили квадратные уравнения их аппроксимации $T_ф = a\,x_ф^2 - b\,x_ф + T_ф^п$, сведенные в табл. 2 (графа 3). Большинство из этих уравнений также показывают неадекватное превыше-

3. Полиномиальные уравнения аппроксимации зависимости $T_ф = f(x_ф)$

Время, с	Уравнения аппроксимации
10	$T_ф = 0{,}0151x_ф^4 - 1{,}3424x_ф^3 + 36{,}145x_ф^2 - 359{,}22x_ф + 1186{,}8$; $R^2 = 0{,}9939$
20	$T_ф = -0{,}0002x_ф^6 + 0{,}0195x_ф^5 - 0{,}5754x_ф^4 + 6{,}3309x_ф^3 - 11{,}976x_ф^2 - 219{,}4x_ф + 1169{,}5$; $R^2 = 0{,}9996$
30	$T_ф = 0{,}0009x_ф^5 - 0{,}0761x_ф^4 + 1{,}8841x_ф^3 - 10{,}99x_ф^2 - 113{,}68x_ф + 1116{,}4$; $R^2 = 0{,}9999$
60	$T_ф = 0{,}0006x_ф^5 - 0{,}0556x_ф^4 + 1{,}5987x_ф^3 - 14{,}414x_ф^2 - 50{,}363x_ф + 1067{,}3$; $R^2 = 0{,}9999$
90	$T_ф = 0{,}0003x_ф^5 - 0{,}0288x_ф^4 + 0{,}9262x_ф^3 - 9{,}7653x_ф^2 - 39{,}889x_ф + 1059{,}7$; $R^2 = 1$
120	$T_ф = 0{,}00009x_ф^5 - 0{,}011x_ф^4 + 0{,}432x_ф^3 - 5{,}3548x_ф^2 - 41{,}091x_ф + 1073{,}1$; $R^2 = 1$
150	$T_ф = -0{,}0017x_ф^4 + 0{,}1407x_ф^3 - 2{,}2717x_ф^2 - 43{,}77x_ф + 1078{,}3$; $R^2 = 1$
180	$T_ф = -0{,}0006x_ф^4 + 0{,}053x_ф^3 - 0{,}6868x_ф^2 - 46{,}624x_ф + 1080$; $R^2 = 1$
210	$T_ф = 0{,}00008x_ф^5 - 0{,}0072x_ф^4 + 0{,}2167x_ф^3 - 2{,}4307x_ф^2 - 32{,}065x_ф + 1039{,}2$; $R^2 = 1$
240	$T_ф = -0{,}0003x_ф^4 + 0{,}0365x_ф^3 - 1{,}0384x_ф^2 - 26{,}925x_ф + 1002$; $R^2 = 1$
270	$T_ф = 0{,}00009x_ф^5 - 0{,}0077x_ф^4 + 0{,}2291x_ф^3 - 2{,}9521x_ф^2 - 15{,}94x_ф + 972{,}32$; $R^2 = 1$
300	$T_ф = 0{,}0002x_ф^5 - 0{,}0194x_ф^4 + 0{,}5274x_ф^3 - 5{,}7017x_ф^2 - 4{,}3481x_ф + 942{,}7$; $R^2 = 1$
330	$T_ф = 0{,}0003x_ф^5 - 0{,}0228x_ф^4 + 0{,}6102x_ф^3 - 6{,}457x_ф^2 + 1{,}2065x_ф + 912{,}82$; $R^2 = 1$
360	$T_ф = 0{,}0003x_ф^5 - 0{,}0255x_ф^4 + 0{,}6575x_ф^3 - 6{,}4889x_ф^2 + 0{,}834x_ф + 892{,}352$; $R^2 = 1$
390	$T_ф = 0{,}0181x_ф^3 - 1{,}0351x_ф^2 - 9{,}5607x_ф + 871{,}66$; $R^2 = 0{,}9981$

ние температур поверхности формы $T_ф^п$ над температурами поверхности отливки (см. табл. 1), что свидетельствует об их недостаточной достоверности.

Для устранения допущения о равенстве температур из предыдущей базы данных исключили температуру и построили графики $T_ф = f(x_ф)$, начинающиеся со значения $x_{ф1} = 1$ мм (рис. 2). По этим графикам (рис. 2) получили аналогичные квадратные уравнения их аппроксимации (табл. 2, графа 4). При этом температура $T_ф^п$ получилась продолжением графиков. Однако в некоторых уравнениях температура $T_ф^п$ по-прежнему выше.

Анализ аппроксимирующих квадратных уравнений табл. 2 показал, что их достоверности отличаются, а именно $R^2 = 0{,}9658 - 0{,}9997$ для уравнений графы 2; $0{,}8874 - 0{,}9995$ для уравнений графы 3; $0{,}8983 - 0{,}9993$ для уравнений графы 4. Однако в ряде случаев они являются недостаточными (выделены в табл. 1) для удовлетворительного вычисления величины $T_ф^п$, но могут быть использованы в приближенных расчетах $T_ф$.

Повысить достоверность можно двумя путями:

1) увеличением степени уравнений при тех же исходных данных;

2) дополнением исходной базы данных числовыми значениями неизмеренных температур $T_ф$ и глубины

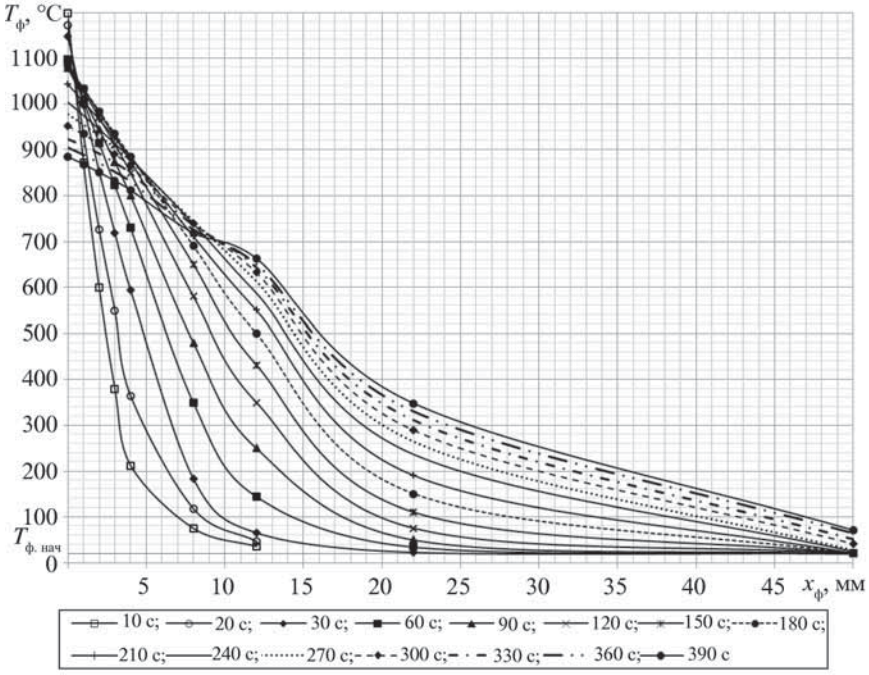

Рис. 2. Зависимости температуры $T_ф$ формы от расстояния $x_ф$ от отливки

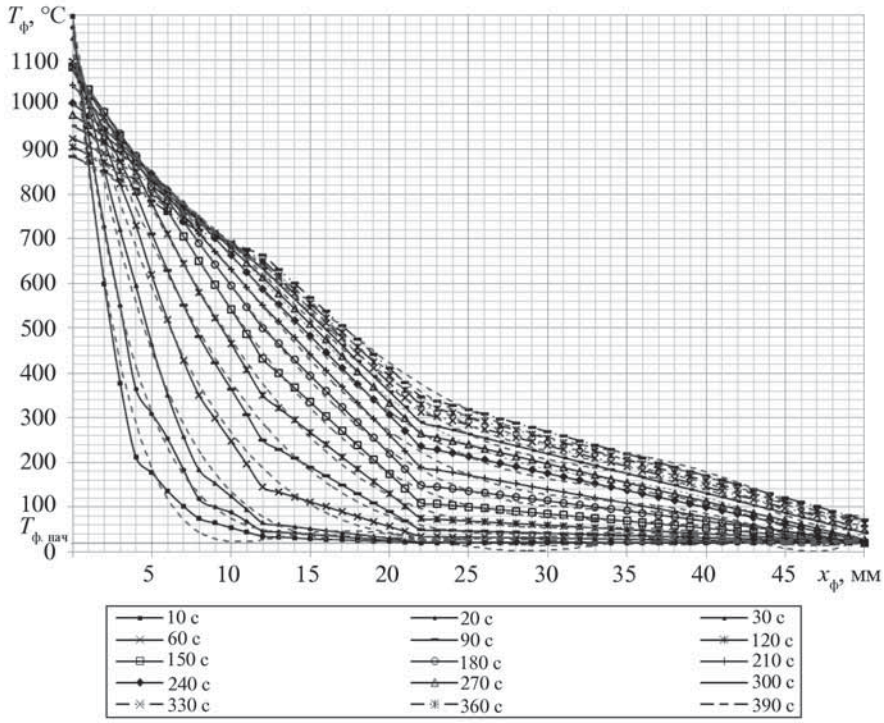

Рис. 3. Зависимости температуры $T_ф$ формы от расстояния $x_ф$ от отливки

$x_ф$, полученными по интерполяционной формуле Лагранжа для интересующих моментов времени [7].

Полиномиальные уравнения 3–6-й степени, полученные перебором по исходным данным и являющиеся результатом реализации первого пути, приведены в табл. 3. Они повышают достоверность аппроксимации до $R^2 = 0{,}9981 - 1{,}0$ (за исключением t = 10 с) и обеспечивают более адекватные значения температур поверхности формы, на 2...33 °С ниже температур поверхности отливки (см. табл. 1). Однако для их решения необходимо применять дополнительные программы.

Для реализации второго пути повышения достоверности уравнений аппроксимации зависимости $T_ф = f(x_ф)$ на всем интервале $x_ф$ от 0 до 50 мм использовали все данные (экспериментальные, интерполяционные и промежуточные значения, снятые с графика $T_ф = f(t)$ [7]. В результате получили все значения температуры с шагом $x_ф$ = 1 мм и графики (рис. 3).

По этим графикам (см. рис. 3) получили линии тренда и квадратные уравнения на указанном интервале с достоверностью $R^2 = 0{,}5678 - 0{,}9917$. Однако она оказалась ниже, чем у предыдущих квадратных уравнений (см. табл. 2). Поэтому можно сделать вывод о большей эффективности первого пути и неприемлемости квадратных уравнений для вычисления температуры $T_ф^п$.

Искомую температуру $T_ф$ на необходимой глубине $x_ф$ в любой момент времени t определяют подстановкой этого значения $x_ф$ в одно из уравнений табл. 2 или табл. 3, соответствующее требуемой величине $x_ф$. Если такого уравнения в списке нет, то его легко получить с использованием уравнения Лагранжа [7].

Проверка адекватности исследованных уравнений при расчете по ним температуры $T_ф$ для $x_ф$ = 22 мм при времени t = 180 и 240 с показала наибольшее приближение расчетных температур 146 и 225 °С к экспериментальным значениям $T_ф$ = 150 и 236 °С для полиномиальных уравнений из табл. 3. Погрешность составляла 3...5 %.

Среднеинтегральную температуру $T_{н.сл}$ нагрева слоя $x_ф$ = 50 мм, равного, например, толщине стенки формы, при выбивке отливки по истечении времени, например, t = 390 с можно получить после интегрирования последнего из уравнений графы 2 табл. 2 и деления результата на $x_ф$ = 50 мм. Она составляет ~407 °С и является исходной для разработки технологии охлаждения МФМ.

По графику (см. рис. 3) можно легко определить и средний градиент температуры (град. $T_ф$) при прогреве, например до 300 °С, в разные моменты времени. Так, при 10 с град. $T_ф \approx 264$ °С/мм, при 20 с – ≈ 171 °С/мм, при 30 с – ≈ 130 °С/мм, а при 180 с ≈ 44 °С/мм и т.д.

Графики (см. рис. 1 [7] и рис. 4) и соответствующие уравнения позволяют также установить толщину $x_ф \approx 8$ мм слоя формы, прогретого до температуры Кюри, равной 730...750 °С для высокоуглеродистых сталей. По графикам рис. 4 температура 900 °С (начала возможного спекания частиц МФМ в окислительной среде [7]) достигается только в слое с $x_ф \approx 3{,}0...3{,}5$ мм через 110 с и сохраняется еще до ~300 с. Это подтверждается и вычислением по соответствующим уравнениям [7].

Для облегчения использования результатов работы построили по полной базе данных (с использованием программы Mathcad) пространственный график (сплайн) функции $T_ф = f(t, x_ф)$, показанный на рис. 4.

Рассмотрим пример определения температуры $T_ф$ по этому графику для расстояния 20 мм и времени 150 с. На осях $x_ф$ и t выделяем 20 мм и 150 с соответственно (поз. 1 на рис. 4). Далее с координатной плоскости $x_ф - t$ переходим на поверхность графика (поз. 2 на рис. 4). В итоге линии сетки графика, соответствующие этим расстоянию и времени, пересекутся (т. 3).

После этого условно выделим линию координатной сетки, соответствующую 20 мм (поз. 4), либо линию координатной сетки, соответствующую 150 с (в

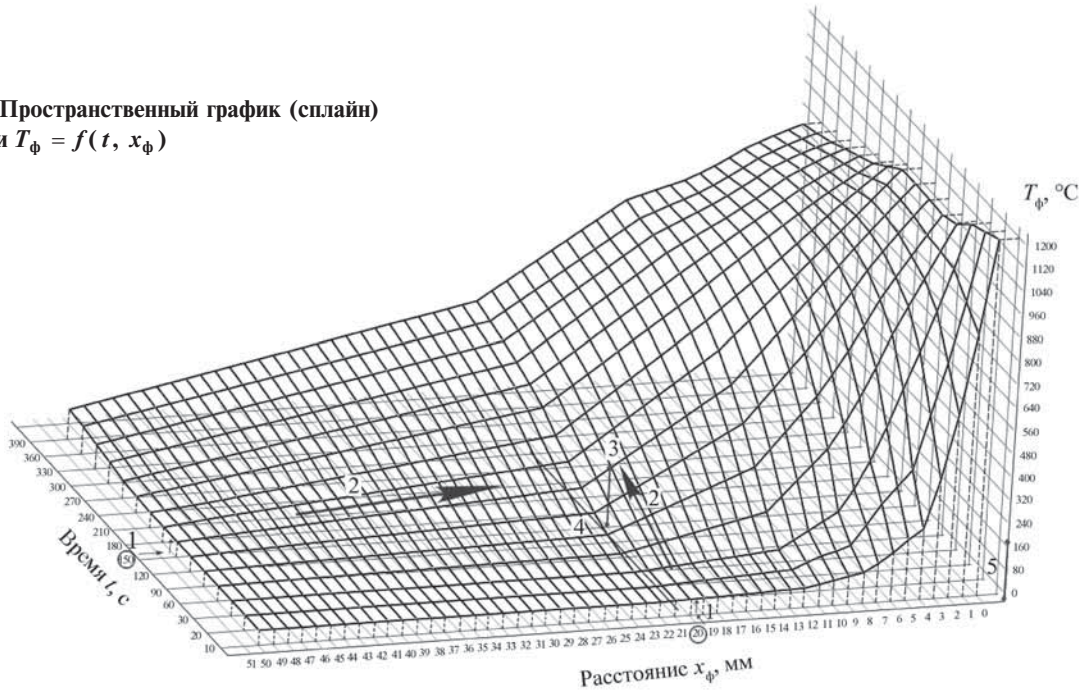

Рис. 4. Пространственный график (сплайн) функции $T_ф = f(t, x_ф)$

примере не рассматривается). Далее из т. 3 проводим на выделенную ось линию, параллельную оси температуры. Измерив полученную линию, сопоставляем ее значение со шкалой на оси $T_ф$ температуры (поз. 5) и определяем искомую температуру (≈170 °С).

Выводы

Предложенный метод определения (по сравнительно малому числу экспериментальных величин $T_ф$) любого необходимого количества интерполяционных значений $x_ф$, $T_ф$ и t позволяет:

– создать графики и математическое описание уравнениями квадратной функции, полиномами 3–6-й степени для зависимостей $T_ф = f(x_ф)$ при любых $x_ф$ и t, соответствующих условиям эксперимента (в том числе за пределами глубины прогрева $x_{ф\,max}$ и времени $t_{затв}$, соответствующих моменту полного затвердевания отливки);

– определять кроме $T_ф$, $x_ф$, $x_{ф\,max}$, $t_ф$, $t_{затв}$, $n_ф$ еще и $T_ф^п$, $T_{н.сл}$, скорость прогрева и градиент температуры с точностью выше, чем при использовании известных аналитических методов [3], применяющих недостаточно точные значения эффективных термофизических характеристик $\lambda_{эф}$, $c_{эф}$, $b_{эф}$, $a_{эф}$, показателя $n_ф$ и неизмеренных температур $T_ф^п$ [1, 2];

– реализовать его на ЭВМ с малой трудоемкостью при создании соответствующей программы;

– построить пространственный график (сплайн) функции $T_ф = f(t, x_ф)$;

– накопить массив подробных данных для создания адекватной математической модели.

БИБИЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** К определению термофизических характеристик материала разовой формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 7. С. 10–16.

2. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 7. С. 7–11.

3. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** О математическом моделировании прогрева литейной разовой объемной формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 11. С. 6–9.

4. **Левшин Г.Е.** Проблемы математического моделирования прогрева разовой объемной формы // Ползуновский альманах. 2011. № 4. С. 26–28.

5. **Левшин Г.Е., Матюшков И.Л.** Литье в магнитные формы. Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. 688 с.

6. **Вейник А.И.** Термодинамика литейной формы. М.: Машиностроение, 1968. 335 с.

7. **Левшин Г.Е., Карих А.А.** Математическое описание прогрева литейной магнитной формы в функции времени // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 7. С. 8–14.

Геннадий Егорович Левшин, д-р техн. наук,
levshing@mail.ru;
Алексей Александрович Карих

УДК 621.793.74

О.Г. Быковский, А.В. Ершов, А.Н. Лаптева, А.Н. Глотка
(Запорожский национальный технический университет)

Определение температуры частиц при плазменном напылении токоведущей проволокой

Проведено прямое измерение температуры и строения частиц распыляемых материалов в виде токоведущих проволок различного состава с учетом воздействия плазменного потока. Установлено, что температура частиц и плазменной струи превышает температуру кипения, так что некоторое количество металла переносится в парообразном состоянии. Доля перенесенного таким образом металла зависит от теплофизических характеристик и особенностей плавления материалов проволок.

Ключевые слова: плазменное напыление; температура частиц; парообразное состояние; плазменная струя; размер частиц; когезионная прочность.

Direct measurement of temperature and structure of particles of sprayed materials in the form of the current-carrying wires of different composition with taking into account the influence of plasma stream is performed. It was established, that temperature of particles and plasma stream are exceed the boiling point, that's why some quantity of metal is transported in the steam state. Fraction of transported metal in that state depends from heat and physical characteristics and melting features of wires materials.

Keywords: plasma spraying; temperature of particles; varoporous state; plasma jet; size of particles; cohesive strength.

От размеров, скорости и температуры напыляемых плазмой частиц зависит кинетика формирования как покрытия, так и контактной зоны между покрытием и основой, что и определяет его качество. Эти показатели зависят от условий теплообмена с напыляемыми порошковыми или проволочными материалами и являются результатом теплового и силового воздействия высокотемпературной плазменной струи.

Немногочисленные исследования посвящены аналитическим расчетам температуры тугоплавких порошковых частиц, которая достигает или несколько превышает температуру плавления материала, однако экспериментальных данных, подтверждающих эти положения, нет.

Так, в работе В.Г. Саксельцева, В.С. Лоскутова, А.Ф. Пузрякова (Прогрев порошковых материалов в плазменных струях азота и аргона // Изв. вузов. Машиностроение. 1972. № 1. С. 127–131) расчетным путем были определены температуры частиц вольфрама, рения и карбида циркония на поверхности и в центре, а критерием правильности расчетной схемы являлась возможность или невозможность нанесения покрытия.

В работе В.В. Кудинова (О температуре и скорости частиц при плазменной металлизации // Сварочное производство. 1965. № 8. С. 4–5) экспериментально путем прямого калориметрирования была определена температура частиц, полученных распылением токоведущих проволок из вольфрама и молибдена. При этом была оценена доля теплоты, вносимой в изделие нагретым газом и расплавленными каплями металла.

Используя методику, приведенную в работе О.Г. Быковского, В.Д. Ольяка (К вопросу о пожарной опасности (определение температуры) электродных капель, упавших с высоты 1,75–6,35 м // Сварочное производство. 1972. № 3. С. 52–53), авторами статьи проведено прямое измерение температуры и строения частиц распыляемых материалов в виде токоведущих проволок с учетом одновременного воздействия плазменного потока (см. рисунок).

Распыление осуществлялось проволоками различного состава (см. таблицу) при оптимальных параметрах режима, которые обычно использовали при промышленном напылении реальных деталей машин: сварочный ток $I_{св}$ = 160...170 А; напряжение на дуге $U_д$ = 65...85 В; диаметр электродной проволоки $d_э$ = = 1,2...1,6 мм. Расход плазмообразующего газа – аргона 25 л/мин, а транспортирующего газа – воздуха 165...170 л/мин.

Расстояние от среза сопла до зеркала воды в калориметре составляло 330 мм, так как при меньшем его значении под действием плазменно-воздушной струи вода выдувалась из сосуда.

Температуру определяли из уравнения теплового баланса:

$$(m_б\, c_б + m_в\, c_в)\, \Delta t = m_м\, c_м\, t + m_м\, q_{пл}\ ,$$

где $m_б$ = 0,545 кг – масса банки калориметра; $c_б$ = 0,900 кДж/(кг·К) – удельная теплоемкость материала банки (алюминия); $m_в$ = 2,25 кг – масса воды в банке; $c_в$ = 4,186 кДж/(кг·К) – удельная теплоемкость воды; $m_м$ – масса капель расплавленного металла, кг; $c_м$ – удельная теплоемкость расплавленного металла, кДж/(кг·К); t – искомая температура капель металла с учетом воздействия плазменного потока, °С; Δt – изменение температуры в калориметре по термометру, °С; $q_{пл}$ – скрытая удельная теплота плавления, выделившаяся при переходе капель из жидкого состояния в твердое при температуре плавления, кДж/кг.

После преобразования с учетом постоянных величин, входящих в уравнение, получим расчетные форму-

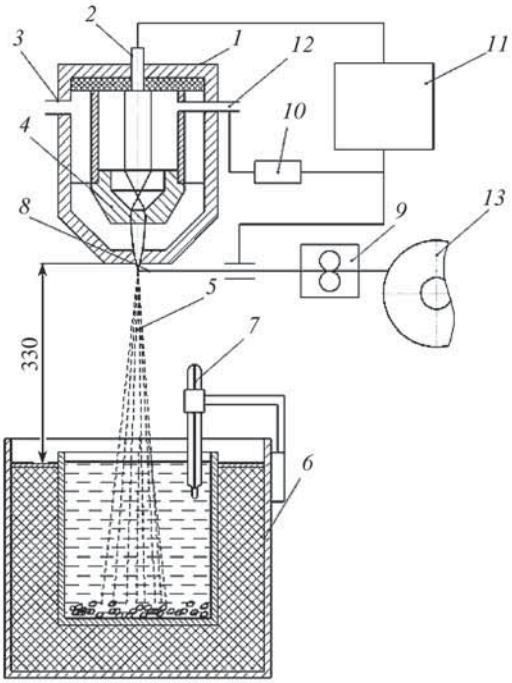

Схема распыления токоведущей проволоки:
1 – плазменная головка; *2* – вольфрамовый электрод (катод); *3* – сжатый воздух; *4* – плазмообразующее сопло; *5* – поток распыляемых частиц; *6* – калориметрический сосуд; *7* – термометр; *8* – распыляемая проволока (открытый анод); *9* – подающий механизм; *10* – балластное сопротивление; *11* – источник питания; *12* – плазмообразующий газ; *13* – кассета с проволокой

лы для определения температур, в которые необходимо подставить только опытные данные (см. таблицу).

Из данных таблицы следует, что температура плазменной струи и капель всех распыленных материалов намного превышает температуру кипения. Реальная температура только капель металла должна быть ниже.

На основании данных работы В.В. Кудинова можно принять, что по мере удаления плазменного потока от среза сопла до поверхности воды в калориметре доля теплоты, вносимая в него газовой струей, будет падать. Экстраполируя это положение на результаты проводимого эксперимента, получим, что температура только капель металла завышена всего на 8...10 %. Поэтому можно утверждать, что часть капель переносится в сильно перегретом состоянии, а часть – в парообразном состоянии.

Это согласуется с результатами, полученными расчетным путем для тугоплавких порошкообразных материалов [1]. В данном случае использовали более легкоплавкие материалы (см. таблицу), так что вероятность наличия парообразных фаз возрастает еще больше. Поскольку температура капель не может быть выше температуры кипения соответствующих материалов, можно считать, что энтальпия металла в калориметре составит:

$$H - H_0 = \frac{Q_k}{m}\frac{\eta_м}{\eta} = [C_м\,(t_{кип} - t_{кал}) + q_{пл} + \gamma\, q_{исп}],$$

где H – энтальпия металла при рассматриваемой температуре, Дж/кг; H_0 – энтальпия металла при комнатной температуре, Дж/кг; $Q_k = (m_в\, c_в + m_б\, c_б)\,\Delta t$ – удельное количество теплоты, поступившей в калориметр, кДж/кг; m – масса расплавленного металла, кг; $\frac{\eta_м}{\eta}$ – соотношение КПД нагрева калориметра металлом к общему КПД приняли равным 0,85; $t_{кал}$ – конечная температура в калориметрическом сосуде, °С.

Отсюда можно вычислить долю металла, перенесенного в калориметр в парообразном состоянии:

$$\gamma = \frac{1}{q_{исп}}\left[\frac{Q_k}{m}\,0{,}85 - C_м\,(t_{кип} - t_{кал}) - q_{пл}\right].$$

Как видно из таблицы, наибольшая доля металла, перенесенного в парообразном виде, качественно соответствует наибольшему значению средней температуры плазменно-металлического потока.

Сконденсированные частицы металла имеют наименьший размер капель 0,05 мм, а также составляют пылевидные фракции, что качественно подтверждается полученными данными (см. таблицу) и цветом воды в калориметре.

Связь между составом, температурой капель распыляемых материалов и долей металла, перенесенного в конденсированном виде

Марка распыляемого материала	Расчетные формулы	$t_{ср}$	$t_{пл}$	$t_{кип}$	$q_{исп}$, кДж/кг	γ, %	Количество мелких фракций, %	
		°С					размер 0,05 мм	пыль
Алюминий А0	$t = \frac{11\Delta t}{m_{Al}} - 428$ °С	9100	660	2450	10 898	40,6	5	6
Медь М1	$t = \frac{28{,}5\Delta t}{m_{Cu}} - 555$ °С	3090	1083	2590	4773	7,3	2	0
ПП-100Х15М2Г2Р	$t = \frac{18{,}25\Delta t}{m_{ПП}} - 492$ °С	7930	1460	2735	6339	39,0	2	3

Марка распыляемого материала	Расчетные формулы	$t_{ср}$	$t_{пл}$	$t_{кип}$	$q_{исп}$, кДж/кг	γ, %	Количество мелких фракций, %	
		°С					размер 0,05 мм	пыль
Нп65Г	$t = \frac{14{,}8\Delta t}{m_{65Г}} - 400$ °С	4690	1500	2735	6339	18,7	4	6
Бронза БрКМц3-1	$t = \frac{28{,}5\Delta t}{m_{Бр}} - 555$ °С	3800	1025	2590	4773	11,3	1	0
Св07Х20Н9Г7Т	$t = \frac{14{,}8\Delta t}{m_{ст}} - 400$ °С	4160	1440	2735	6339	15,3	1	0

Обозначения: $t_{ср}$ – средняя температура; $t_{пл}$ – температура плавления; $t_{кип}$ – температура кипения; $q_{исп}$ – теплота испарения металла; γ – доля металла, перенесенного в конденсированном виде.

Так, при распылении алюминия вода становится молочного цвета и для получения металлических фракций ее пришлось выпаривать. При распылении высокоуглеродистых материалов – проволоки Нп65Г вода была темно-серого цвета, после отстаивания приобретала почти полную прозрачность, а при распылении проволоки ПП-100Х15М2Г2Р вода была темно-маслянистого цвета, при отстаивании сохраняла свой цвет, что связано с наличием в шихте большого количества мелкодисперсного графита.

Это связано с особенностями плавления проволок. При распылении цельнотянутой проволоки Нп65Г потери углерода невелики, так как перенос осуществляется каплями готового сплава одинакового состава. При распылении порошковой проволоки оболочка и компоненты шихты плавятся отдельно, поэтому маловероятно образование частиц готового сплава во время переноса вследствие быстротечности процесса, а все компоненты могут сплавиться только в напыленном слое. Потери углерода во время транспортировки компонентов шихты существенно увеличиваются.

При распылении остальных материалов вода сохраняла свою прозрачность с самого начала, и пылевидные фракции обнаружены не были (см. таблицу).

Обычно при практическом напылении деталей, например, проволокой ПП-100Х15М2Г2Р процесс осуществляют в несколько проходов для получения напыленного слоя заданной толщины.

При этом после нанесения каждого слоя проводят его промежуточную обработку быстровращающейся металлической щеткой, в результате чего некоторое количество разных фракций отделяется от основной массы напыленного материала.

Установлено, что собранные мелкодисперсные фракции размером 0,063 мм и менее составляют 86 % от общего количества отделившегося металла, причем доля пылевидных частиц – 47 %. Это служит подтверждением того, что значительное количество напыляемого материала переносится в парообразном виде. При своем движении в плазменной струе они быстрее теряют скорость и температуру – параметры, определяющие прочностные характеристики покрытия. Такая послойная механическая обработка покрытия позволяет повысить когезионную прочность покрытия на 27 %.

Фракционный анализ показал, что при напылении алюминия и высокоуглеродистых стальных проволок формирование напыленного слоя происходит за счет частиц размером 0,40...0,063 мм на 82...90 %, меди и бронзы БрКМц3-1 за счет частиц размером 0,4...0,1 мм на 85...90 %, а коррозионно-стойкой аустенитной стали за счет частиц размером 0,4...0,2 мм на 90 %.

Особенности процесса плазменного напыления любых материалов заключаются в том, что напыленный слой состоит из псевдосплава с совершенно новыми свойствами, не присущими исходному материалу.

Выводы

1. При плазменном напылении токоведущими проволоками температура плазменно-металлической струи превышает температуру кипения этих металлов, поэтому некоторое количество частиц переносится в парообразном состоянии. Их доля зависит от теплофизических характеристик, состава проволок и температуры и для исследованных материалов может составлять 7...40 %.

2. При конденсации на поверхности изделия образуются мелкодисперсные фракции, которые обладают наихудшей когезионной сцепляемостью и снижают прочностные свойства покрытия.

3. В результате фракционного анализа распыленных капель установлено, что напыляемое покрытие на 80...90 % формируется из частиц размером 0,4...0,1 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Корсунов К.А., Чаленко А.В., Бражко Р.Н.** Моделирование нагрева частиц порошкового материала в плазменной струе // Вісник СевНТУ: зб. наукпр. Вип. 118/2011. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь, 2011. С. 53–56.

Олег Григорьевич Быковский, д-р техн. наук, lszoy@mail.ru;
Анатолий Васильевич Ершов, д-р техн. наук;
Анна Николаевна Лаптева;
Александр Николаевич Глотка, канд. техн. наук

УДК 621.771.019.001

В.В. Елисеев, А.Н. Струков, А.А. Гольцев, А.М. Гольцев, В.А. Шапиевская
(Воронежский государственный технический университет)

Повышение точности моделирования обтяжки профильных деталей на гибочно-растяжных станках с ЧПУ

Изложены результаты исследования влияния точности формирования баз данных характеристик материалов на эффективность моделирования операции гибки с растяжением профильных деталей на станках с ЧПУ. Моделирование проведено с помощью САПР технологической операции. Установлено, что пружинение детали при обтяжке наиболее существенно зависит от параметров уравнения аппроксимации кривой течения и функции Баушингера и модуля Юнга материала заготовки. Выполнен промышленный эксперимент по оценке пружинения профилей из алюминиевого сплава 2024 при обтяжке на гибочно-растяжном прессе с ЧПУ.

Ключевые слова: гибочно-растяжной пресс; пружинение; обтяжка; гибка; эффект Баушингера; модуль Юнга; напряженно-деформированное состояние.

The results of research of the effect of accuracy determination of material characterization on reliability of simulation the technological process of extrusion stretch-forming in the machines with NC are presented. Simulation is carried using the CAD TP. It is found that the part spring-back depends most of all on the parameters of approximation of material flow curve, Bauschinger function and Young's modulus. Industrial experiment to estimation of extrusion spring back from aluminum alloy 2024 on the wrapping machines with NC.

Keywords: bending and stretching press; springback; stretch-wrap forming; bending; Bauschinger effect; Young's modulus; stress-strain state.

САПР технологической операции обтяжки профильных деталей включает в себя расчет напряженно-деформированного состояния заготовки, оценку пружинения заготовки, т.е. отклонение контура профильной детали от теоретического контура вдоль нормали к нему.

В процессе моделирования операции пользователь может скорректировать оснастку на величину расчетного пружинения, оценить утяжку и искажение различных элементов поперечного сечения заготовки и создать управляющую программу для ЧПУ пресса.

Технологический процесс гибки [1] заключается в натяжении прямолинейной профильной заготовки на криволинейную поверхность пуансона (рис. 1). В конце процесса деталь полностью прилегает к поверхности пуансона. В ходе деформирования заготовка испытывает сложное поэтапное нагружение:

1. Предварительное растяжение до достижения пластического состояния заготовки 0,5...1,0 %.

2. Оборачивание заготовки вокруг рабочей поверхности пуансона, во время которого заготовка подвергается пластическому изгибу с растяжением.

3. Калибровка сформированной детали, в процессе которой деталь дополнительно растягивается на 0,5...2,0 % для обеспечения более равномерного распределения напряжений по высоте сечения заготовки и снижения пружинения детали при разгрузке.

На рис. 1 представлена схема гибочно-растяжного пресса, на котором с высокой точностью воспроизведения контура изготовляют профильные детали по методу обтяжки.

Заготовку зажимают в захватных устройствах растяжного цилиндра *2* так, чтобы она касалась вершины пуансона *6* со стороны опорной поверхности. Это достигается предварительной установкой кареток *4* в расчетном положении.

На первой стадии формообразования происходит предварительное растяжение заготовки за счет перемещения растяжных цилиндров таким образом, чтобы заготовка приняла прямолинейную форму, а величина растягивающих напряжений достигла предела текучести.

Затем начинается стадия оборачивания заготовки вокруг пуансона *6* с одновременным ее растяжением. Для этого поворотные цилиндры *1* перемещают крылья, при этом система, проектирующая процесс, следит за тем, чтобы сжимающие деформации не возникали или были минимальными. В противном случае возможно появление гофров по длине детали.

По окончании второй стадии процесса (стадии оборачивания) заготовка полностью принимает фор-

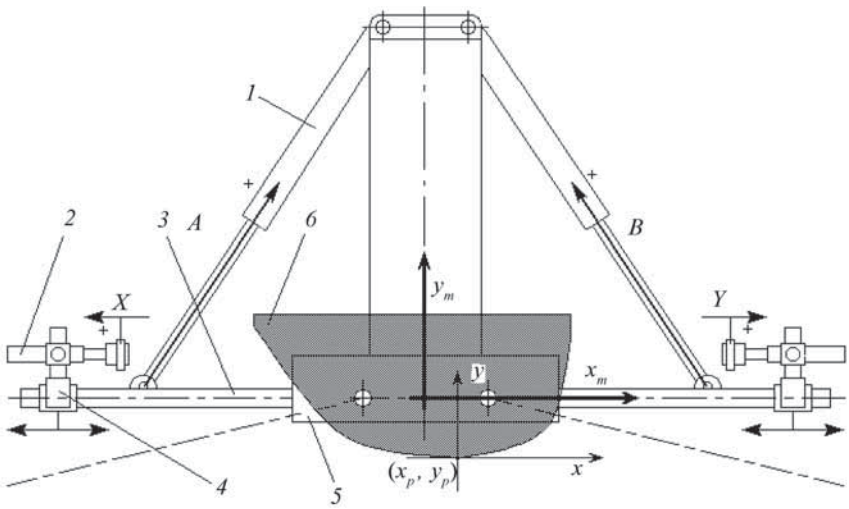

Рис. 1. Схема гибочно-растяжного пресса:
1 – поворотный цилиндр; *2* – растяжной цилиндр с захватным устройством; *3* – крыло; *4* – каретка растяжного цилиндра; *5* – рабочий стол пресса; *6* – пуансон

му контура опорной поверхности пуансона. Возможны также небольшие перегибы заготовки на краях пуансона, уменьшающие пружинение детали после снятия нагрузки (см. рис. 1).

На последней стадии процесса осуществляется калибровка заготовки, которая заключается в незначительном растяжении заготовки для снижения последующего пружинения путем выравнивания напряжений по высоте сечения профиля.

Расчет напряженно-деформированного состояния детали. Формообразование деталей на гибочно-растяжном оборудовании необходимо рассматривать как управляемый процесс, процесс обтяжки – как натяжение профильной заготовки на поверхность жесткого пуансона при заданном законе перемещения двух краев заготовки.

Материал заготовки приняли упругопластическим, подчиняющимся в упругой области закону Гука:

$$\sigma = E\,\varepsilon\,, \qquad (1)$$

σ – напряжение; E – модуль Юнга; ε – упругая деформация.

В пластической области зависимость между напряжением и деформацией описывается уравнением Свифта:

$$\sigma = A\,(\varepsilon + e_0)^n\,, \qquad (2)$$

где A, e_0, n – параметры аппроксимации материала заготовки.

Пластическая составляющая деформации в (2) определяется по формуле

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}\,. \qquad (3)$$

При смене знака напряжения эффект Баушингера описывается законом:

$$\sigma = \frac{1+\beta(\varepsilon_p)}{2}\,\sigma(\varepsilon_p)\,, \qquad (4)$$

где $\beta = \frac{\sigma_i}{\sigma}$; σ_i – условный предел текучести материала на сжатие;

$$\beta = \beta_m + (\beta_0 - \beta_m)\exp(-C\,\varepsilon_p)\,, \qquad (5)$$

где β_m, β_0, C – параметры эффекта Баушингера.

Распределение деформаций по сечению профиля $\chi(y)$ определяется в соответствии с гипотезой плоских сечений в виде:

$$e = e_1 + \chi(y - y_н) + \Delta e_3\,, \qquad (6)$$

где χ – кривизна пуансона в некоторой точке контура пуансона; e_1 – деформация свободного участка заготовки, определяется программой нагружения; y – положение оси поворота сечения на 2-й стадии нагружения; Δe_3 – дополнительная степень растяжения заготовки, определяемая на 3-й стадии деформирования.

Изгибающий момент вычисляется относительно центра тяжести сечения:

$$M_c = \int_{(F)} \sigma(y - y_c)\,dF\,, \qquad (7)$$

где y_c – ордината центра тяжести сечения; F – площадь.

Пружинение вычисляется в предположении о полной разгрузке каждого сечения профиля после снятия технологических сил. Изменение кривизны контура изготовленной детали после снятия нагрузки:

$$\Delta\chi = \frac{M_c}{E J_c}\,, \qquad (8)$$

где $J_c = \int_{(F)} (y - y_c)^2\,dF$ – момент инерции сечения.

Расчет осуществляется следующим образом. Контур пуансона разбивается на достаточно большое число точек. В каждой точке вычисляются геометрические параметры контура (углы наклона касательной, кривизны, длины и т.д.). На свободном участке заготовки задается программа изменения силы растяжения в зависимости от угла схода заготовки с поверхности пуансона.

Заготовка разбивается на достаточно большое число точек, координаты которых определены в лагранжевой системе координат, связанной с материальными частицами заготовки. В каждой точке заготовки определяются напряжения и деформации, по которым в каждый момент времени выполняется оценка вероятности возникновения технологических отказов [1].

Наиболее характерными технологическими отказами являются разрыв заготовки, образование гофр, рост зерна. Условия возникновения данных технологических отказов определяются сравнением вычисленных деформаций с заданными предельными деформациями.

Поиск оптимальной программы нагружения осуществляется из заданной области допустимых управлений. Оптимальной является управляющая программа, которая обеспечивает процесс формообразования с минимальным пружинением заготовки при условии выполнения ряда ограничений.

На последней стадии проектирования технологии система рассчитывает управляющую программу для ЧПУ пресса, используя коды и структуру конкретного программного обеспечения пресса.

Управление процессом гибки с растяжением на станках осуществляется ЧПУ, в которое предварительно загружается управляющая программа формообразования конкретной детали.

Управляющая программа представляет собой покадровое задание перемещений штоков растяжных и поворотных цилиндров, в результате которых концы заготовки в захватных устройствах растяжных цилиндров описывают оптимальную траекторию.

При выполнении оптимальной траектории достигается минимальная деформация в заготовке при минимальном отклонении контура профиля детали от ее теоретического контура, по которому проводится оценка точности формообразования (по величине пружинения).

С.С. Одинг и сотрудники [1] разработали САПР ТО – PS2F гибки с растяжением профильных деталей на обтяжных прессах различной конструкции. На основании математических моделей кинематики пресса, материала заготовки решается задача о напряженно-деформированном состоянии заготовки в каждый момент нагружения.

В результате рассчитываются как параметры процесса и геометрии детали, так и оптимальная управляющая программа формовки детали, которая обеспечивает бездефектное изготовление детали на основе различных критериев технологических отказов деформационного типа с заданной точностью воспроизведения теоретического контура детали.

Рассмотрим пример эксплуатации системы PS2F для иллюстрации влияния точности задания исходных свойств материала на основную характеристику качества процесса – пружинение отформованной детали.

На рис. 2 приведено поперечное сечение профильной детали, на которой проводили численный эксперимент по оценке влияния механических характеристик материала заготовки на точность формообразования. Длина заготовки 4000 мм, материал заготовки – профильный алюминиевый сплав 2024Т3 после закалки и непродолжительного естественного старения в течение 30...60 мин.

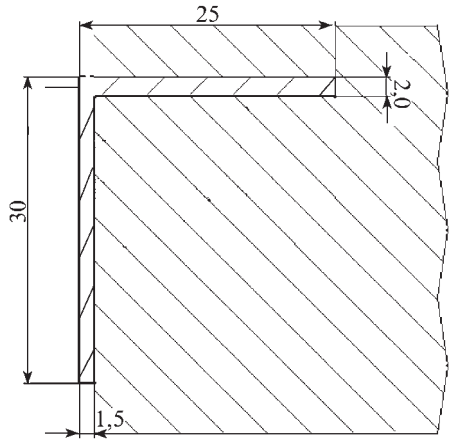

Рис. 2. Поперечное сечение профильной детали продольного набора крыла пассажирского самолета

В процессе численного эксперимента последовательно изменяли характеристики материла в пределах ±10 % от среднего значения каждого параметра. Технологические характеристики процесса: положение пуансона на столе пресса, длина заготовки, величины предварительной деформации и калибровки, углы оборачивания заготовки, параметры трения между заготовкой и пуансоном и т.д. оставались постоянными.

В качестве критерия качества процесса использовали пружинение левого и правого концов заготовки, отнесенное к их значениям при средних параметрах процесса в базе данных материалов системы. Расчетное значение пружинения соответственно слева от оси стола пресса равно 17,24 мм и справа 14,23 мм.

На рис. 3 представлены зависимости относительного пружинения концов профильной детали от параметров механических характеристик материалов, которые оказывают наибольшее влияние на точность формообразования: параметры размерности A и упрочнения n в уравнении кривой течения по Свифту (2) и модуль Юнга E.

Параметр эффекта Баушингера варьировался в диапазоне изменения с различными длительностями задержки между испытаниями на растяжение–сжатие, в процессе которых вычисляется параметр β_m.

Анализ полученных результатов показал, что изменение параметра эффекта Баушингера так же, как и изменение модуля Юнга, значительно влияет на расчет пружинения профильной детали из сплава 2024 гибкой с растяжением.

Повышение точности определения параметра β_m способствует увеличению надежности и эффективности проектирования процессов гибки с растяжением профильных деталей на станках с ЧПУ, а также при корректировке формообразующей оснастки.

Промышленный эксперимент по оценке точности (пружинения) изготовления на прессовом оборудова-

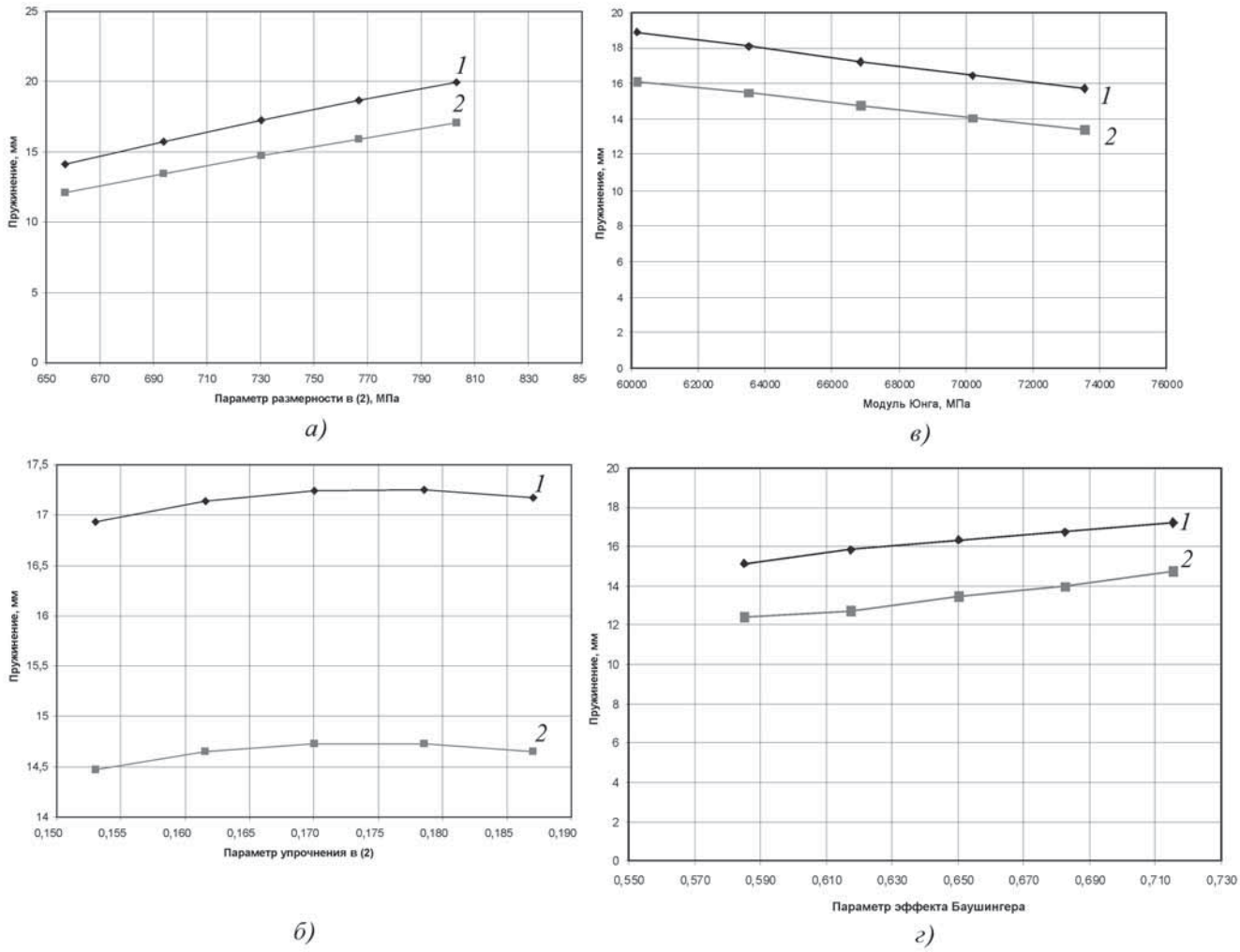

Рис. 3. Влияние параметров размерности (*а*) и упрочнения (*б*) в уравнении кривой течения (2) сплава 2024, модуля Юнга (*в*) и параметра эффекта Баушингера (*г*) на пружинение детали после формовки на гибочно-растяжном прессе:
1, *2* – слева и справа от оси стола пресса соответственно

нии деталей из сплава 2024 проводили на гибочно-растяжном прессе FEHP10.

В результате предварительного расчета в системе PS2F обтяжной пуансон был скорректирован на величину пружинения детали. Исходные данные для материала заготовки были подготовлены на основании предварительных испытаний материала заготовки по методикам [2]. Последующую обтяжку деталей проводили по скорректированному пуансону.

На заготовку предварительно наносили делительную сетку на поверхности полки и стойки с шагом 20 мм. Длина детали 1250 мм, осредненный коэффициент трения между заготовкой и рабочей опорной поверхностью пуансона 0,1.

Заготовку помещали в захваты пресса и нагружали по режиму: предварительное растяжение до появления продольной, пластической деформации 0,007; изгиб по контуру пуансона с углами перегиба 5...7° с обеих сторон; калибровка (дотяжка) на величину продольной деформации оси заготовки 0,005 и разгрузка.

Управляющая программа для ЧПУ пресса была предварительно сформирована в системе PS2F для FEHP10.

По окончании обтяжки измеряли деформацию заготовки по искажению предварительно нанесенной делительной сетки. На рис. 4 приведены результаты сопоставления распределения деформации детали на полке и стойке.

Пружинение детали определяли сравнением контура детали после формообразования и разгрузки с шаблоном теоретического контура детали. Для этого деталь устанавливали в стапель для ее рихтовки, жестко закрепляли ее контур; вершину ее контура совмещали с вершиной шаблона теоретического контура и измеряли пружинение детали в различных сечениях по ее длине. Точность измерения составляла 0,05 мм.

Изготовление партии пяти деталей показало, что максимальное пружинение не превышало 0,3...1,0 мм. Это соответствует допуску предприятия на точность

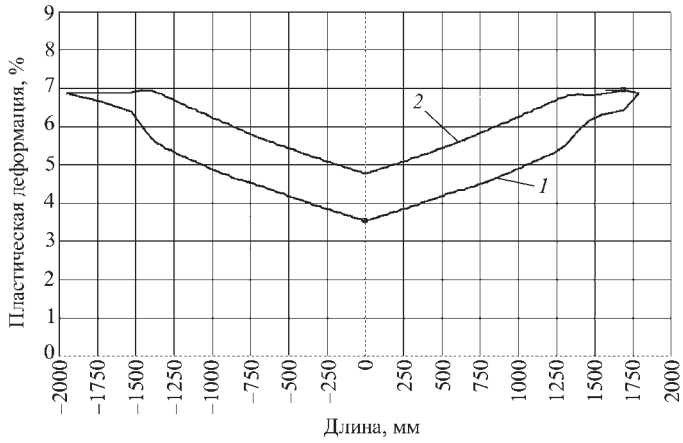

Рис. 4. Распределение деформаций на полке (*1*) и стойке (*2*) профильной детали из сплава 2024 после ее формовки на прессе FEHP10

формообразования деталей методом обтяжки и свидетельствует о высокой эффективности проектирования технологической операции с помощью системы, а следовательно, и методов определения характеристик материалов заготовки.

Система PS2F для различных типов обтяжных станков успешно эксплуатируется в России и за рубежом в течение 20–25 лет. С каждым годом повышаются требования к точности формообразования деталей на этом оборудовании, что и явилось отчасти причиной для решения задачи повышения точности параметров моделей материалов.

Заключение. Разработанные методики и программное обеспечение для определения основных механических характеристик материала профильных заготовок показали высокую эффективность при проектировании операции обтяжки деталей из профиля и листа на прессовом оборудовании с ЧПУ.

Исследовано влияние параметров модели материала на точность моделирования формообразования профильных деталей. Установлено, что наибольшее влияние на точность оценки пружинения оказывают модуль Юнга, параметр размерности уравнений аппроксимации кривой течения и эффекта Баушингера материала заготовки. Влияние параметра Баушингера зависит не только от свойств материала, но и от геометрии поперечного сечения профильной заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Одинг С.С., Елисеев В.В., Сидоренко А.А. и др.** Оптимизация параметров управления процессом формообразования деталей на профилегибочном оборудовании с ЧПУ // Кузнечно-штамповочное производство. 1995. № 3. С. 15–17.

2. **Елисеев В.В.** Базы данных САПР многопереходной листовой штамповки // Машиностроитель. 2001. № 6. С. 34–39.

Владимир Васильевич Елисеев, канд. техн. наук, evv52@bk.ru;
Александр Николаевич Струков;
Александр Александрович Гольцев;
Александр Михайлович Гольцев, канд. техн. наук;
Вера Александровна Шапиевская

УДК 621.96:621.70

Д.А. Алексеев *(Тульский государственный университет)*

Влияние давления жидкости на качество тройников, изготовляемых гидроштамповкой

Представлены результаты конечно-элементного моделирования процесса гидроштамповки тройника из трубной заготовки, выполненного в среде разработанного программного комплекса. Проведен анализ влияния давления жидкости в полости заготовки на качество формуемых изделий.

Ключевые слова: гидроштамповка; метод конечных элементов; повреждаемость; тройник; сила; давление.

The results of finite element modeling of hydroformed T-fitting made of tubular billet made in the developed program are presented. The influence of fluid pressure in the cavity billet on the quality of product is analyzed.

Keywords: hydroforming; finite element method; damage; T-branch; force; pressure.

Одним из прогрессивных методов изготовления тройников холодным пластическим деформированием является гидроштамповка. Сущность процесса заключается в следующем (рис. 1).

Трубную заготовку *1* устанавливают в разъемную матрицу *2*. К ее торцам подводят осевые пуансоны *3* и *4*, герметизирующие полость заготовки. Через осевое отверстие, выполненное, например, в пуансоне *4* и

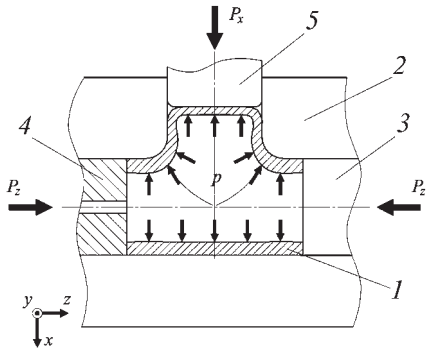

Рис. 1. Схема процесса гидроштамповки тройника из трубной заготовки:
1 – тройник; *2* – разъемная матрица; *3*, *4* – осевые пуансоны; *5* – подпорный пуансон

гидравлически связанное с источником высокого давления – мультипликатором, в полости заготовки создают высокое гидростатическое давление жидкости *p* и начинают синхронно перемещать пуансоны *3* и *4* навстречу друг другу.

Под действием осевых сил P_z и давления жидкости *p* материал заготовки переходит в пластическое состояние, стенка заготовки, расположенная напротив отверстия, выполненного в матрице *2*, теряет устойчивость, и в результате пластического течения металла на трубной заготовке формируется отвод.

По рассмотренной схеме процесс гидроштамповки тройника может быть выполнен без наружного подпора торца штампуемого отвода. Однако в ряде случаев растягивающие напряжения, действующие в стенке растущего отвода, превосходят допустимые, и тогда необходим подпор торца отвода подпорным пуансоном *5*.

Силовые параметры гидроштамповки тройника из трубной заготовки зависят от ряда факторов: геометрических размеров корпуса тройника и отвода, радиуса переходной зоны от корпуса к отводу тройника, внутреннего давления жидкости, контактного трения, механических свойств материала тройника и интенсивности его упрочнения.

Для успешного формообразования тройника необходимо создавать определенное соотношение между осевыми силами P_z, внутренним давлением *p* и силой подпора торца отвода P_x.

Комплексное влияние основных факторов на потребную величину давления жидкости в полости заготовки и его влияние на качество формуемых изделий требуют дальнейших исследований.

На основе метода конечных элементов, в среде разработанного программного комплекса исследовано влияние создаваемого давления наполнителя в полости заготовки на качество гидроштампованных тройников.

При этом была разработана математическая модель процесса гидроштамповки тройника. Учитывая, что упругие деформации малы по сравнению с пластическими, деформируемый материал принят как жесткопластический.

Математическая модель процесса деформирования заготовки из жесткопластического материала, ограниченного поверхностью $S = S_u + S_\sigma + S_{\sigma u}$ (S_u – поверхность, для которой заданы кинематические граничные условия (условия симметрии); S_σ – поверхность, к которой приложено давление жидкости; $S_{\sigma u}$ – поверхность заготовки, которая скользит по инструменту (пуансоны, полуматрицы)), базируется на следующих положениях [1]:

– дифференциальные уравнения равновесия:

$$\sigma_{ij,j} = 0,$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений;

– соотношения связи приращений компонентов тензора деформаций с приращениями компонентов вектора перемещения (соотношения Коши):

$$d\varepsilon_{ij} = 0{,}5\,(du_{i,j} + du_{j,i}),$$

где $d\varepsilon_{ij}$ – приращение компонент тензора деформаций; du_i – приращения компонент вектора перемещения;

– условие несжимаемости

$$d\varepsilon_v = d\varepsilon_{ij}\,\delta_{ij} = 0,$$

где $d\varepsilon_v$ – приращение объемной деформации; δ_{ij} – дельта Кронекера;

– соотношения связи приращений компонент тензора деформаций с компонентами девиатора напряжений:

$$d\varepsilon_{ij} = d\lambda\, s_{ij},$$

где $d\lambda = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_i}{\sigma_i}$ – множитель Лагранжа; s_{ij} – компоненты девиатора напряжений; $d\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3} d\varepsilon_{ij}\, d\varepsilon_{ij}}$ – интенсивность приращения деформаций; $\sigma_i = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij}\, s_{ij}}$ – интенсивность напряжений;

– условие текучести Губера–Мизеса:

$$\sigma_i = \sigma_s\,(\varepsilon),$$

где σ_s – сопротивление деформированию; ε – степень пластической деформации;

– накопленная степень пластической деформации

$$\varepsilon = \int d\varepsilon_i.$$

Граничные условия:

на части поверхности S_u

$$du_i = du_i^*,$$

где du_i^* – заданное приращение перемещения;

на части поверхности S_σ

$$p_i = \sigma_{ij}\, n_j; \quad p = p_i\, n_i,$$

где p_i – компоненты распределенной силы по площади S_σ; p – давление жидкости; n_i, n_j – компоненты вектора единичной нормали;

на части поверхности $S_{\sigma u}$

$$\tau_\alpha = \tau\, l_\alpha\,; \quad du_i\; n_i = dU_n\,,$$

где τ_α – проекция вектора напряжения трения на оси координат ($\alpha = x', y'$), лежащих в плоскости, касательной в точке контакта заготовки с инструментом; τ – принятый закон трения; l_α – направляющие косинусы между вектором напряжения трения и осями α; dU_n – приращение нормального перемещения деформирующего инструмента.

В качестве закона трения использована модель Леванова [2]

$$\tau = m\,\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}\left[1 - \exp\left(\frac{-1{,}25\,|\sigma_n|}{\sigma_s}\right)\right],$$

где m – фактор трения; σ_n – нормальное напряжение.

Для оценки возможности разрушения заготовки использован критерий Деля–Огородникова:

$$\psi = \int_0^\varepsilon n\,\frac{\varepsilon^{n-1}}{\varepsilon_p(\eta)^n}\,d\varepsilon \le 1\,,$$

где ψ – повреждаемость; $\varepsilon_p(\eta) = 2\,\varepsilon_p\,\exp(-\lambda\,\eta)$ – предельная степень деформации; ε_p – предельная степень деформации при $\eta = 0$; $\eta = \dfrac{3\sigma}{\sigma_i}$ – показатель напряженного состояния; λ – константа материала (для сталей λ = 0,72); $n = a\,\mathrm{arctg}\,\dfrac{d\eta}{d\varepsilon}$ – коэффициент, учитывающий влияние истории деформирования; a – константа материала (рекомендуется принимать a = 0,2).

В качестве уравнения состояния материала использована зависимость

$$\sigma_s\,(\varepsilon) = \sigma_{0,2} + B\,\varepsilon^m\,,$$

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала; B, m – константы материала.

Математическое моделирование выполнено для процесса гидроштамповки равнопереходного тройника с размерами D = 45 мм; d = 45 мм; h = 40 мм; L = 87 мм; s = 4 мм; r = 10 мм (рис. 2).

Длина исходной заготовки равна 145 мм, материал заготовки – сталь 10 (ГОСТ 1050–88), для выбранной стали приняты следующие параметры: $\sigma_{0,2}$ = 260 МПа; B = 562 МПа; m = 0,64; ε_p = 28 %.

На рис. 3, *а* представлена расчетная схема процесса. По условию симметрии использована четверть заготовки. Ход осевого пуансона равен 29 мм, ход подпорного пуансона 27 мм. Движение осевого и подпорного пуансона осуществляется с постоянной скоростью. Плоскость разъема матрицы проходит через ось

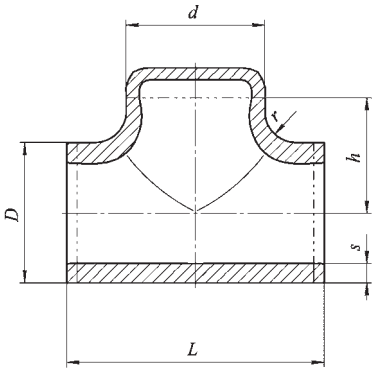

Рис. 2. Схема тройника

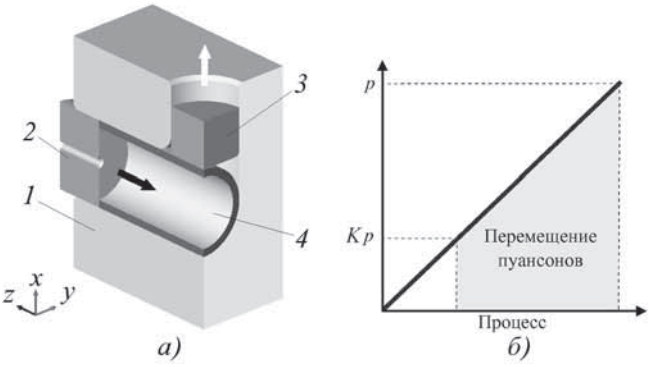

Рис. 3. Расчетная схема начального этапа деформирования (*а*) и график изменения давления жидкости (*б*):
1 – полуматрица; *2* – осевой пуансон; *3* – подпорный пуансон; *4* – заготовка

симметрии исходной заготовки. Фактор трения для всех инструментов принят равным 0,05.

Трубная заготовка нагружена на внутренней поверхности давлением жидкости p, график нагружения изображен на рис. 2, *б*, где K = 0,333. Движение пуансонов при гидроштамповке начинается при создании в полости заготовки давления K_p, величина K выбрана таким образом, чтобы движение пуансонов начиналось при сопротивлении деформированию материала, равным начальному пределу текучести.

Максимальное давление при математическом моделировании принято 150; 200 и 250 МПа.

На рис. 4 изображены рассчитанные формы отштампованных тройников. Из рис. 4 видно, что с повышением величины $p_{\max}$ радиус кривизны перехода стенки в вершину отвода уменьшается, а также видно, что для приближения отвода к диаметру канала матрицы необходимо увеличивать создаваемое давление жидкости.

Для оценки влияния режима нагружения на предельные возможности деформирования на рис. 5 представлены графики, характеризующие изменение повреждаемости в наиболее опасных точках заготовки.

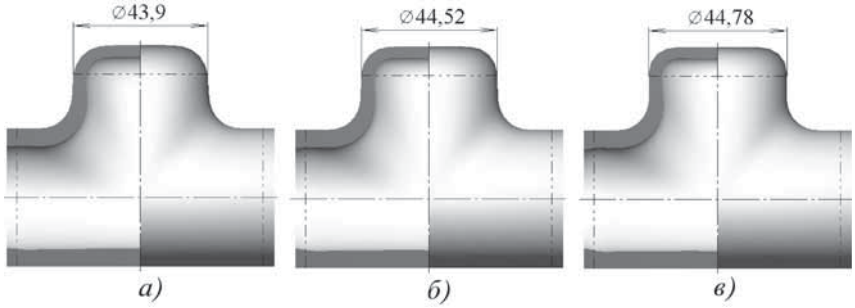

Рис. 4. Результаты моделирования гидроштамповки тройника при различном давлении жидкости в полости заготовки

Из рис. 5 видно, что с увеличением p_{max} в точке *1*, расположенной в зоне сопряжения стенки отвода с его вершиной и в точках *2*, *3*, расположенных на цилиндрической части отвода, уровень накопленной повреждаемости выше. При p_{max} = 250 МПа появляется высокая вероятность разрушения стенки отвода.

В точке *4*, расположенной в зоне перехода трубной части в отвод, при более высоком создаваемом давлении интенсивность накопления повреждаемости ниже. Это объясняется тем, что на завершающем этапе деформирования с ростом давления в точках *1*, *2*, *3* возрастает растягивающее среднее напряжение, а в точке *4* увеличивается сжимающее среднее напряжение.

На рис. 6 изображены силовые параметры процесса. В начале движения пуансонов имеется резкий скачок технологических сил на пуансонах и силы раскрытия матрицы. При этом с увеличением давления жидкости наблюдается рост соответствуюших сил, при этом наибольшей силой процесса становится сила раскрытия матрицы.

Таким образом, результаты математического моделирования позволяют сделать вывод, что при недостаточном давлении жидкости изделия могут иметь недооформленный отвод, избыточное давление может приводить к разрушению стенки отвода.

Для рассмотренного варианта штамповки тройника можно применить линейный закон изменения дав-

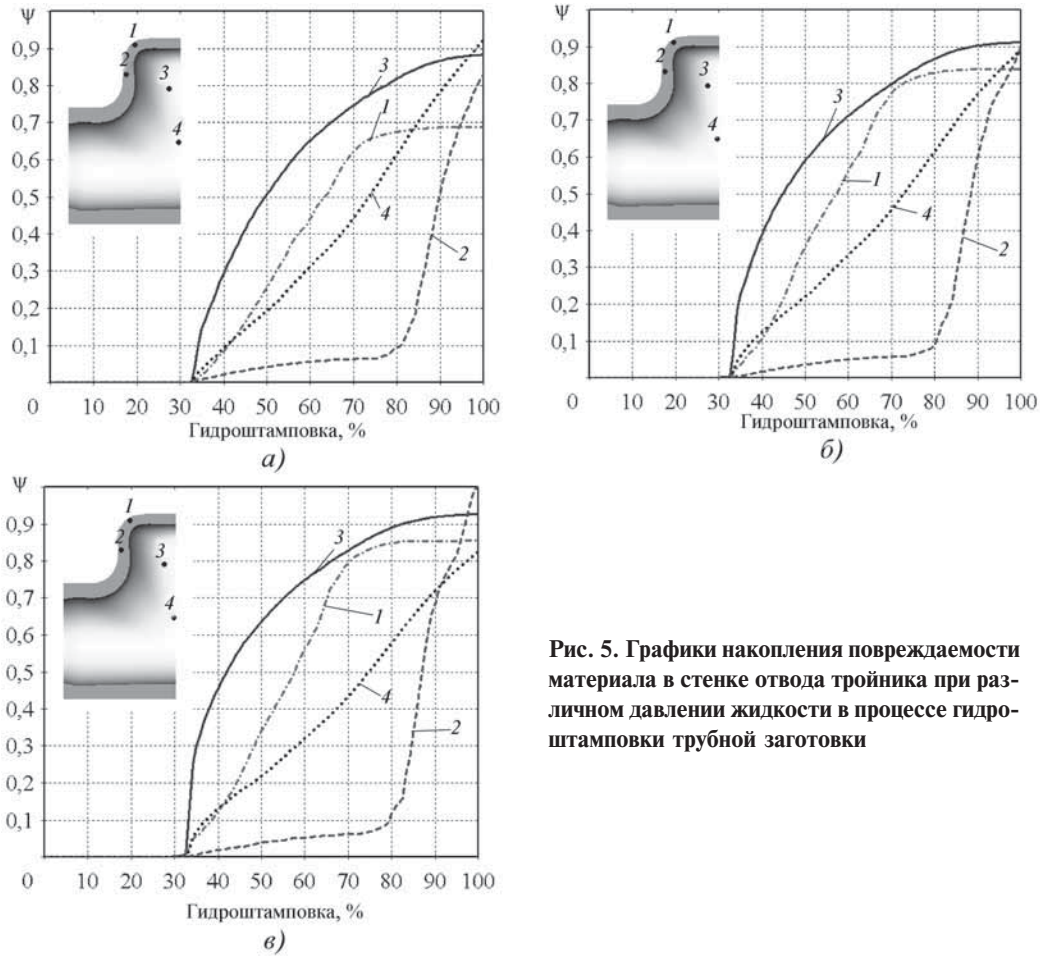

Рис. 5. Графики накопления повреждаемости материала в стенке отвода тройника при различном давлении жидкости в процессе гидроштамповки трубной заготовки

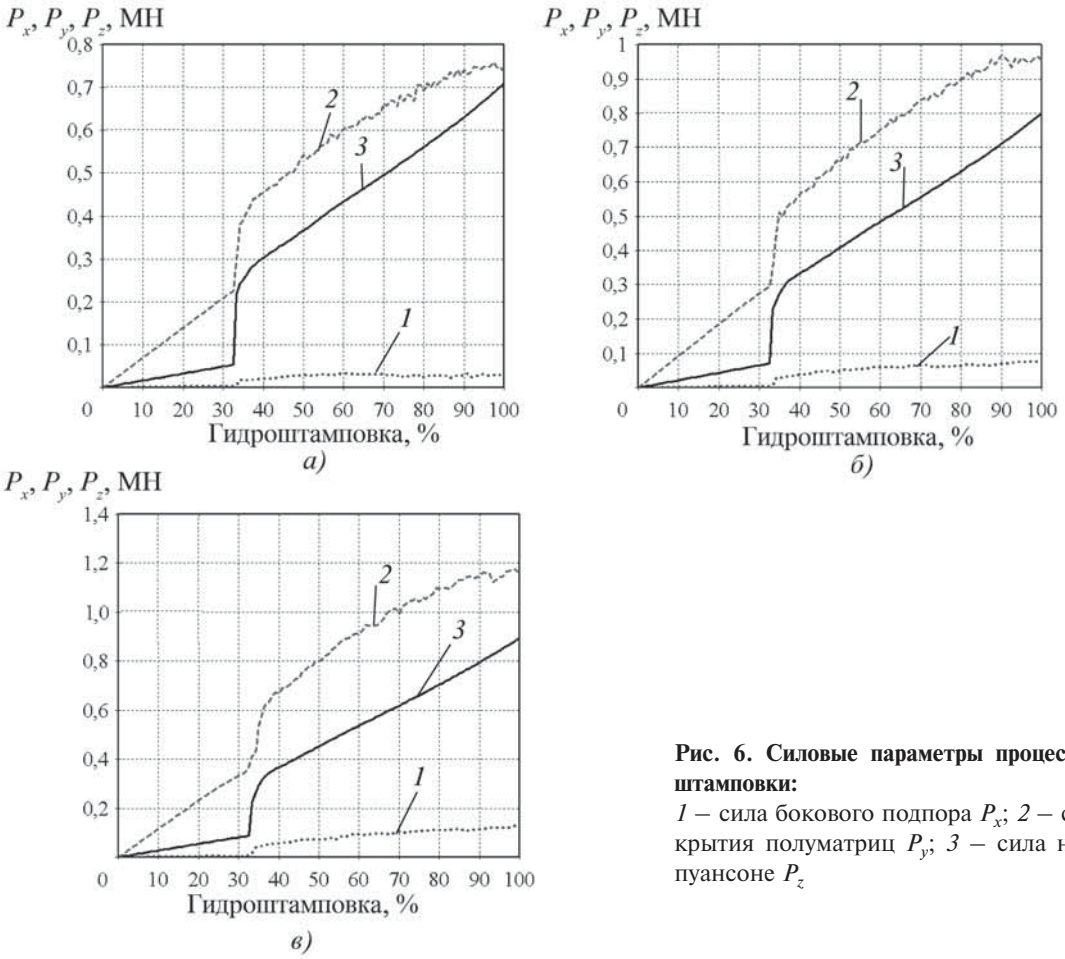

Рис. 6. Силовые параметры процесса гидроштамповки:
1 – сила бокового подпора P_x; *2* – силы раскрытия полуматриц P_y; *3* – сила на осевом пуансоне P_z

ления жидкости, при этом бездефектное деформирование возможно при максимальном давлении менее 250 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М.** Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Наука, 2004. 644 с.

2. **Чумаченко Е.Н., Логашина И.В.** Математическое моделирование и оптимизация материалов при обработке давлением. М.: ООО НПП ЭКОМЕТ, 2008. 400 с.

Дмитрий Алексеевич Алексеев,
Ad16663@yandex.ru

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал
«ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ»

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.83(075.8)

В.Г. Ковалёв, С.В. Ковалёв
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Повышение точности при штамповке листовых материалов

Рассмотрены два способа повышения эффективности производства без дополнительных материальных затрат листоштампованных деталей: 1) путем повышения точности изготовления деталей за счет корректирования инструмента на величину систематических погрешностей; 2) за счет повышения стойкости инструмента на прессах с С-образной станиной пресса путем обеспечения совпадения центров давления пуансона и матрицы в процессе работы штампа. По точности при вытяжке с утонением выявлены две характерные особенности: возможность уменьшения–исключения влияния случайных погрешностей на точность и возможность уменьшения–исключения систематических погрешностей.

Ключевые слова: производство; эффективность; систематические погрешности; корректирование; размеры; инструмент; точность; стойкость штампов; С-образная станина пресса; длина пуансона; высота матрицы.

Two ways to improve of production efficiency without additional material costs of sheet-stamping parts: 1) by improving the precision of manufacturing parts by adjusting tool by systematic errors; 2) by increasing of tools durability on presses with S-shaped bed press by matching pressure punch and matrix centres in the course of work are considered on accuracy in drawing with thining identified two characteristic features: to reduce random error–exception to accuracy and the possibility of reducing the exclusion of systematic errors.

Keywords: production; efficiency; systematic errors; correcting; dimensions; tool; precision; durability of die; S-shaped frame press; punch length; height of matrix.

Конкурентные свойства изделий машино- и приборостроения, определяемые их эксплуатационными характеристиками (техническими данными, надежностью, долговечностью и др.), в значительной мере также зависят от трудоемкости и качества изготовления деталей изделия.

Для процессов листовой штамповки характерны такие важнейшие производственные показатели, как точность и стойкость инструмента. Точность размеров при листовой штамповке в большинстве случаев соответствует 12–14-му квалитету точности. Этот показатель соответствует возможностям производства и требованиям сборки в условиях любого типа производства многих изделий, особенно в приборостроении.

В штамповочном производстве при изготовлении изделий, выполняемых на основе копирования элементов контура детали, возможно повышение его эффективности без существенных материальных затрат за счет двух возможностей рациональной организации технологического процесса при обеспечении точности штампованных деталей:

1) повышение точности деталей путем корректирования размеров инструмента на величину систематических погрешностей; при этом повышается точность не менее, чем на 2–3 квалитета;

2) путем расширения поля допуска, приходящегося на износ инструмента при обычных требованиях к точности изготовления деталей.

Стойкость инструмента обычно составляет 20...40 тыс. штампованных изделий между переточками инструмента.

Однако в современном штамповочном производстве при установлении точности размеров деталей проектируемых изделий и разработке технологических процессов их изготовления обычно используют данные, полученные по результатам измерений производственных деталей или при проведении экспериментальных исследований конкретных деталей. Такие данные распространяют на другие детали. При этом, как правило, не учитывают влияние всех параметров изготовленных деталей и условий их производства. Это способствует отклонению фактических параметров деталей от ожидаемых и необходимости введения дополнительных операций, увеличивающих трудоемкость изготовления изделия и стоимость.

Отсутствие математических моделей, применяемых при разработке процессов этой обработки, устанавливающих зависимости для определения, повышения и обеспечения точности деталей, приводит к повышенным расходу металла, трудоемкости изготовления инструмента, браку изделий при сборке.

Разработчики изделий, предъявляя высокие требования к точности деталей, часто не могут их назначать из-за технологических ограничений и поэтому устанавливают пониженные требования к точности в соответствии с установившимися возможностями современного штамповочного производства, что и создает значительные дополнительные трудности, а иногда приводит к возникновению брака.

Введение расчетных методик определения точности позволяет значительно уменьшить, а иногда исключить погрешности размеров (это впервые установлено в обработке давлением) [1], и увеличить точность поперечных размеров деталей минимум на 2–3 квали-

тета без существенных материальных затрат. Но для этой цели необходимы соответствующие каждому процессу расчетные математические модели. Такие модели для ряда процессов созданы [1].

Математические модели для определения точности могут быть созданы на основе данных о достаточно точном анализе напряженно-деформированного состояния заготовки, особенностей технологической системы пресс–штамп–заготовка и процесса разгрузки. Для некоторых процессов такой анализ уже выполнен и его результаты почти полностью могут быть использованы в расчетной методике, для многих точных технологических процессов необходимо разрабатывать, кроме расчетной модели определения точности, и анализ напряженно-деформированного состояния. Примером является создание анализа напряженно-деформированного состояния заготовки при вытяжке с утонением и проталкиванием деформируемой заготовки [1].

Приведем пример расчетной модели процесса вытяжки с утонением [1] на основе ранее выполненного анализа напряженно-деформированного состояния заготовки.

Расчетная математическая модель вытяжки с утонением отожженной равностенной заготовки. Размеры и точность при вытяжке с утонением отожженной равностенной заготовки. Случайные погрешности для внутреннего диаметра детали:

$$\Delta d = (\varepsilon_\varphi^{\max} - \varepsilon_\varphi^{\min})\, d\,,$$

где

$$\varepsilon_\varphi^{\max} = -\frac{(0{,}5-\nu^{\min})\,(\sigma_z^{\max}+\sigma_\theta^{\max})}{E^{\min}}\,;$$

$$\varepsilon_\varphi^{\min} = -\frac{(0{,}5-\nu^{\max})(\sigma_z^{\min}+\sigma_\theta^{\min})}{E^{\max}}\,;$$

$$\sigma_z^{\max} = \sigma_s^{\max}\left[\ln\frac{S_0^{\max}}{S} + \frac{\mu^{\max}}{\alpha}\left(1-\frac{1}{2}\ln\frac{S_0^{\max}}{S}\right)\left(1-\frac{S_0^{\max}}{S}\right) + \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}\right];$$

$$\sigma_z^{\min} = \sigma_s^{\min}\left[\ln\frac{S_0^{\min}}{S} + \frac{\mu^{\min}}{\alpha}\left(1-\frac{1}{2}\ln\frac{S_0^{\min}}{S}\right)\left(1-\frac{S_0^{\min}}{S}\right) + \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}\right];$$

$$\sigma_\theta^{\max} = 1{,}15\,\sigma_s^{\max}\left(1-\frac{\sigma_z^{\max}}{\sigma_s^{\max}}\right);$$

$$\sigma_\theta^{\min} = -1{,}15\,\sigma_s^{\min}\left(1-\frac{\sigma_z^{\min}}{\sigma_s^{\min}}\right);$$

$$\sigma_s^{\max} = \sigma_в^{\max}\left(\frac{e}{n}\ln\varepsilon\right)^n;$$

$$\sigma_s^{\min} = \sigma_в^{\min}\left(\frac{e}{n}\ln\varepsilon\right)^n,$$

где S_0, S – толщина исходной заготовки и толщина стенки изделия соответственно, мм; μ – коэффициент трения; α – угол конусности матрицы, °; σ_z, σ_θ, σ_φ – осевое, радиальное и окружное напряжение в очаге деформации соответственно, МПа; σ_s – напряжение текучести, МПа; e – основание натуральных логарифмов; n – показатель упрочнения деформируемого материала; ε – степень деформации; ν – коэффициент Пуассона; индексы – "max" и "min" указывают на необходимость выбора максимального и минимального значения соответствующего параметра.

При заданном внутреннем диаметре детали исполнительный размер пуансона при исключении систематических погрешностей:

$$d_п = \left(\frac{d}{(1-\varepsilon_t^{\max})\,(1+\varepsilon_{t\,п}^{\max})\,(1+\varepsilon_\varphi^{\max})\,(1-\varepsilon_п^{\max})}\right)_{-\delta_п};$$

диаметр матрицы:

$$D_м = (d_п + 2Z)^{+\delta_м},$$

где $\delta_м$, $\delta_п$ – допуск на диаметр матрицы и пуансона, мм; Z – зазор между матрицей и пуансоном; ε_t – температурная деформация штампуемой детали, $\varepsilon_t = \alpha\Delta t$; α – коэффициент линейного расширения штампуемого материала; Δt – изменение температуры штампуемого материала $\Delta t = Q/(\rho\, c)$;

$$Q = \eta_{вых}\frac{1}{J_0}\int_0^{\bar\varepsilon}\bar\sigma\, d\bar\varepsilon\,,$$

$\eta_{вых}$ – коэффициент выхода тепла: для стали составляет 0,94, для цветных металлов и сплавов 0,75...0,85, для технического алюминия = 0,93, для меди = 0,92; J – механический эквивалент теплоты, J = 1788 кДж; c –удельная теплоемкость, кДж ; ρ – плотность штампуемого материала, кг/м^3; $\bar\sigma$ – интенсивность напряжений, $\bar\sigma \approx \sigma_s$; $\bar\varepsilon$ – интенсивность деформации, $\bar\varepsilon \approx \ln(S_0/S)$; $\varepsilon_{t\,п}$ – температурная деформация пуансона, $\varepsilon_{t\,п} = \alpha_п\,\Delta t_п$; $\alpha_п$ – коэффициент температурного изменения размера материала пуансона; $\Delta t_п$ – повышение температуры пуансона в процессе установившегося теплообмена с окружающей средой, устанавливают опытным путем, °С; ε_φ – деформация разгрузки детали; $\varepsilon_п$ – деформация пуансона в процессе штамповки изделия

$$\varepsilon_п = -\frac{\chi\,(1-\nu_п)\,\sigma_\theta - \nu_п\,\sigma_z}{E_п}\,,$$

Результаты расчетов по алгоритму рис. 1

Диаметр детали, мм	Квалитет изделий из											
	латуни Л62				стали 20				бронзы БрБ2			
	при S_0/S											
	1,2		1,7		1,2		2,2		1,7		2,7	
	об	пт	об	пт	об	пт	об	пт	об	пт	об	пт
6	3	0	6	4	2	1	4	1	4	0	6	4
10	4	1	7	5	3	0	5	2	6	1	7	5
30	5	3	8	7	5	1	7	3	7	3	9	7
50	7	4	9	7	6	2	7	5	7	4	10	7
80	7	4	10	8	7	3	8	5	8	4	10	8
120	8	5	10	9	7	3	9	6	9	5	11	9
250	9	6	11	10	8	4	10	7	10	6	12	10
500	9	7	12	10	9	5	10	8	10	7	13	10

Примечание. "об" – размер пуансона соответствует номинальному размеру изделия; "пт" – размер пуансона определен с учетом изменения.

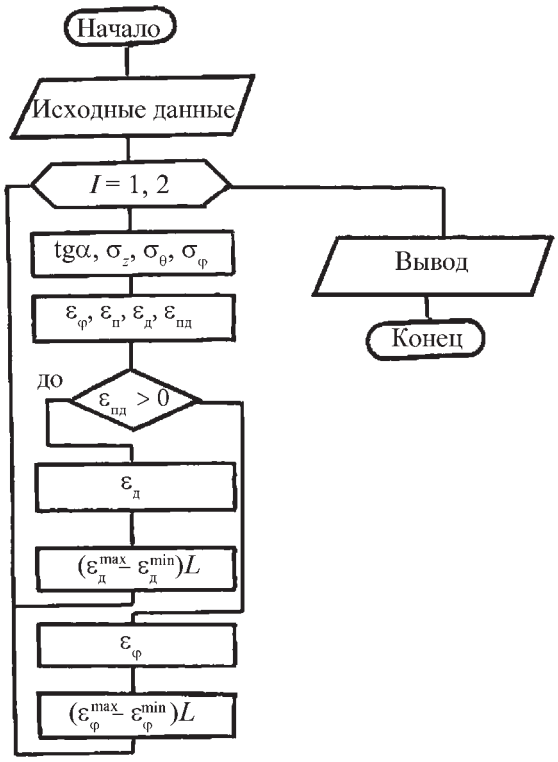

Рис. 1. Алгоритм вычисления параметров вытяжки с утонением

где χ – коэффициент относительной длины нагруженного участка цилиндрической поверхности пуансона, $\chi \approx 0{,}65$;

$$\sigma_{z\,\text{п}} = 4\sigma_z S / d;$$

$\nu_{\text{п}}$, $E_{\text{п}}$ – коэффициент поперечной деформации и модуль упругости первого рода материала пуансона.

При заданном наружном диаметре детали исполнительный размер матрицы равен

$$D_{\text{м}}^{\min} = \left(\frac{D^{\min}}{(1-\varepsilon_t^{\min})\,(1+\varepsilon_{t\,\text{м}}^{\min})\,(1+\varepsilon_{\varphi}^{\min})\,(1-\varepsilon_{\text{м}}^{\min})} \right)^{+\delta_{\text{м}}}$$

и диаметр пуансона

$$d_{\text{п}} = (D_{\text{м}}^{\min} - 2Z)_{-\delta_{\text{п}}},$$

где $\varepsilon_{t\,\text{м}}$ – температурная деформация рабочего размера матрицы; $\varepsilon_{\text{м}}$ – деформация разгрузки матрицы.

В таблице приведены без учета точности изготовления пуансона (т.е. у пуансона нет отклонений от номинального размера) результаты расчетов по алгоритму рис. 1 для оценки точности поперечных размеров изделий для указанных материалов.

На рис. 2 приведены кривые изменения деформации разгрузки. Точность деталей диаметром 6...500 мм при степени утонения 1,2 и обычном проектировании инструмента, изготовленных из латуни Л62, соответствует квалитету 3–9; из стали 20 – квалитету 2–9; из бериллиевой бронзы БрБ2 – квалитету 4–10, при степени утонения 2,2 квалитету 6–12, 4–10 и 6–13 соответственно.

Точность при исключении систематических погрешностей деталей диаметром 6...500 мм и степени утонения 1,2 для деталей из латуни Л62 соответствует квалитету 0–7; стали 20 – квалитету 01–5; из бронзы БрБ2 – квалитету 0–7.

При отсутствии требования по более высокой точности поперечных размеров, чем квалитет 6–9, пред-

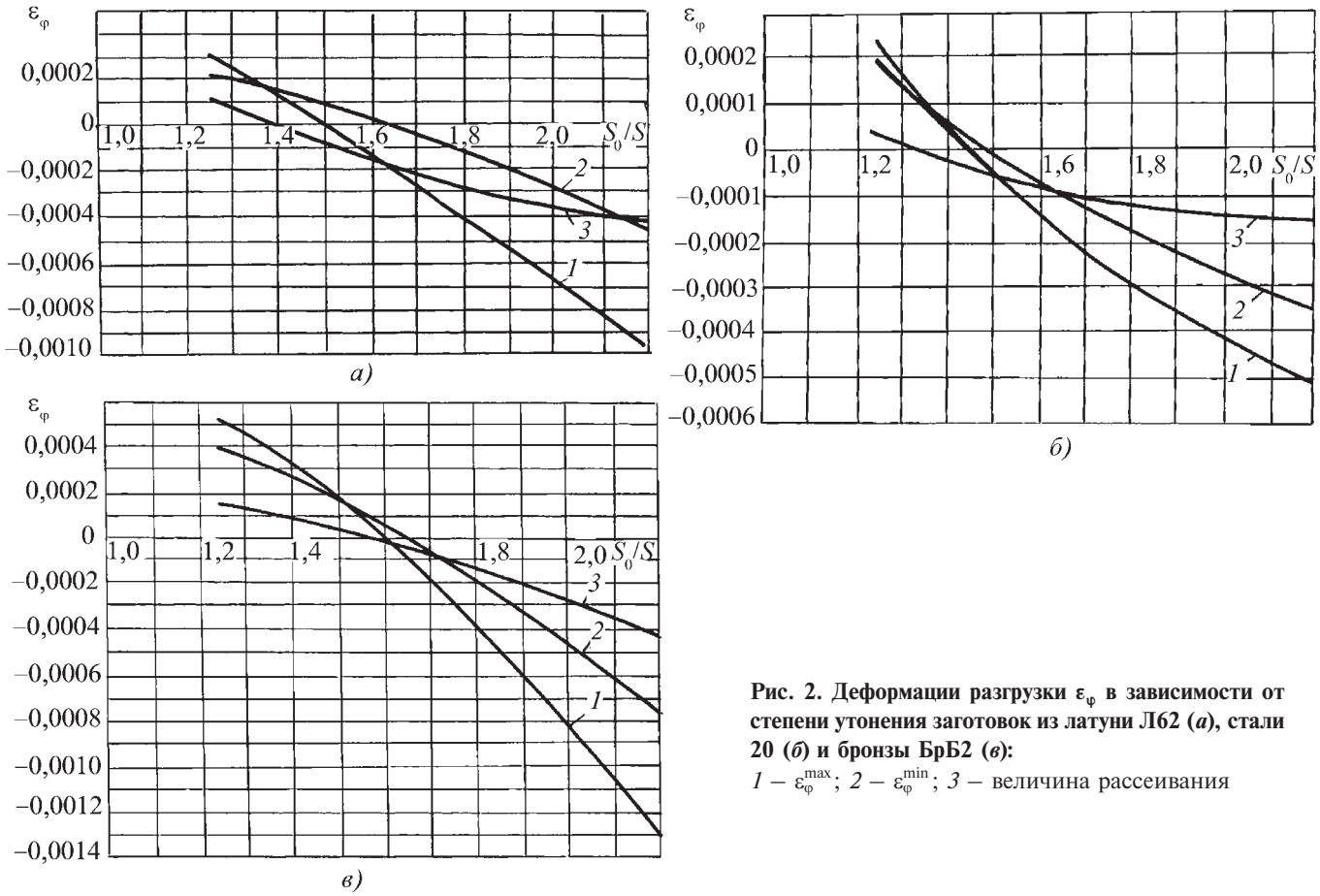

Рис. 2. Деформации разгрузки ε_φ в зависимости от степени утонения заготовок из латуни Л62 (*а*), стали 20 (*б*) и бронзы БрБ2 (*в*):
1 – $\varepsilon_\varphi^{max}$; *2* – $\varepsilon_\varphi^{min}$; *3* – величина рассеивания

ложенную методику проектирования рабочих размеров инструмента можно применять для увеличения припуска на износ инструмента, что повысит его износостойкость.

Поперечный размер изделия может быть больше, меньше и равен диаметру инструмента в зависимости от степени утонения. При степенях утонения меньше 1,4...1,6 рассеяние поперечного размера положительно, при степени утонения больше 1,4...1,6 рассеивание отрицательно, а при 1,4...1,6 – примерно равно нулю.

Абсолютное значение увеличения поперечного размера пуансона при $S_0 / S >$ 1,4...1,6 больше увеличения поперечного размера детали и поэтому деталь всегда в таких случаях остается после вытяжки на пуансоне. Отклонение поперечного размера изделия может быть заранее определено, а инструмент скорректирован на величину этого отклонения для изготовления более точных деталей.

Проектирование инструмента с учетом систематических погрешностей позволяет изготовлять детали с точностью, на 2–4 квалитета более высокой, чем при проектировании по обычной методике (без учета систематических погрешностей).

Отметим, что систематические погрешности почти полностью исключаем путем расчета рабочего размера пуансона или матрицы (1-й способ оптимизации), а случайные погрешности – путем расчета оптимальной степени утонения и при одновременном исключении случайных и систематических погрешностей выбираем наилучший способ оптимизации – 2-й (он не всегда возможен).

Фактически невозможно изготовить идеально точный размер инструмента, поэтому точность штампованных деталей не может быть выше точности изготовленного инструмента, и таким образом возможно изготовление деталей с точностью, близкой к точности инструмента без учета износа. Последнее необходимо учитывать при планировании экономичности производства штампованных изделий. При изготовлении 1000 деталей износ составляет 0,006...0,003 мм в зависимости от вида, состояния штампуемого материала, степени утонения и условий процесса.

Производственные данные подтверждают эти результаты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковалёв В.Г., Ковалёв С.В.** Технология листовой штамповки. Технологическое обеспечение точности и стойкости: учеб. пособие. М.: КНОРУС, 2010. 224 с.

Виктор Григорьевич Ковалёв, д-р техн. наук,
bmstu@mail.ru;
Сергей Викторович Ковалёв, канд. техн. наук

Поздравляем!

Анатолия Сергеевича Матвеева,

д-ра техн. наук, профессора

с 65-летием

Анатолий Сергеевич Матвеев родился 27 мая 1948 г. в селе Княжево Угличского района Ярославской области.

В 1967 г. окончил Рыбинский авиационный техникум и начал работать в ОАО "НПО "САТУРН" (г. Рыбинск), разрабатывающем и выпускающем современные авиационные двигатели, энергетические установки и другую продукцию. В 1973 г. без отрыва от производства окончил Рыбинский авиационный институт по специальности "Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструмент". Начав свою трудовую деятельность в качестве бригадира-наладчика, работал конструктором отдела главного технолога, инженером-исследователем экспериментально-технологического цеха, начальником бюро вальцевания лопаток газотурбинных двигателей, начальником бюро обработки металлов пластическим деформированием опытно-технологической лаборатории. В 1990 г. защитил кандидатскую диссертацию, в 2004 г. – докторскую диссертацию. С 2008 г. по настоящее время работает профессором кафедры "Обработка материалов давлением" Рыбинского государственного авиационного технического университета имени П.А. Соловьева.

Под руководством А.С. Матвеева в ОАО "НПО "САТУРН" разработаны и внедрены в производство прогрессивные технологические процессы изготовления деталей авиационных двигателей, такие как холодное выдавливание, ротационная вытяжка оболочек, штамповка эластичными и жидкими средами, холодная вальцовка лопаток авиадвигателей, процессы формоизменения листовых и объемных заготовок.

Технические разработки А.С. Матвеева, используемые в производственной деятельности, научно-исследовательской и педагогической работе, защищены 72 авторскими свидетельствами СССР и патентами РФ, среди которых 7 патентов иностранных государств (США, Великобритания, Италия, Япония, Германия, Швеция, Франция).

Анатолий Сергеевич – автор около 70 научных статей, двух учебно-методических пособий, монографии "Справочник кузнеца" и двух монографий по проблемам интенсификации производства полых оболочковых деталей и гидроштамповке труб.

А.С. Матвеев является членом двух диссертационных советов университета по защите кандидатских и докторских диссертаций.

За заслуги в научно-педагогической деятельности и вклад в подготовку квалифицированных специалистов Указом Президента Российской Федерации в 2010 г. А.С. Матвееву присвоено почетное звание "Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации".

Коллектив редакции и редакционный совет
желают Анатолию Сергеевичу
крепкого здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности.

УДК 621.701

В.В. Битков *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

О целесообразности применения сборных волок для волочения проволоки

Уточнены исторические аспекты создания первых конструкций волочильного инструмента с напорными волоками и проанализированы возможности современных сборных волок отечественного и зарубежного производства по созданию условий полного разделения трущихся поверхностей обрабатываемого материала и инструмента.

Ключевые слова: режим гидродинамического трения; волочение; проволока; сборные волоки.

Historical aspects of first drawing device designs with pressure dies are considered and performance capabilities of modern domestic and foreign production pressure dies ensuring full separation of friction surfaces of the material being processed and drawing device are analyzed.

Keywords: hydrodynamic friction conditions; drawing; wire; pressure dies.

История создания и развития способа и устройств гидродинамической подачи смазки в очаг деформации имеет более раннее начало, чем отмечено в ряде технических изданий.

В 1926 г. гражданин России Abraham Simons, проживающий в Нью-Йорке (США), запатентовал устройство для волочения проволоки, которое можно считать прообразом современной сборной волоки (см. пат. 1582434 США).

Автор предложил новый профиль канала волоки, входная часть канала обеспечивает нагнетание смазки проволокой в зону деформации под давлением. При этом для облегчения изготовления канала сложной формы волока по высоте делится на две части: первая служит нагнетателем смазки, вторая обжимает сечение проволоки.

В 1937 г. Abraham Simons вместе с коллегой получают второй патент (пат. 2088040 США) на способ и устройство для волочения проволоки, состоящее из нескольких напорных элементов и волоки для обжатия сечения проволоки. Форма и диаметр канала напорных элементов меняются, причем давление любой смазки, вносимой проволокой, также изменяется в зависимости от числа и диаметра напорных элементов.

Ссылаясь на патент от 1926 г. авторы указывают, что смазка, захватываемая движущейся проволокой, при ее накапливании в зоне перед началом деформации обеспечивает повышенное давление в слое смазки. Авторы патента 2029039 США от 1936 г. также считают, что, изменяя форму канала напорных элементов и их число, можно менять режим трения при волочении изделий.

В 1944 г. в Англии был выдан патент на способ и устройство нагнетания смазки в зону деформации протягиваемым изделием. Конструктивно данное устройство повторяло конструкцию, запатентованную в 1936 г.

Спустя десятилетие, английские ученые реализовали идею самонагнетания смазки, сконструировав устройство, которое позволило создать в очаге деформации давление, соизмеримое с пределом текучести протягиваемого материала. Они проводят исследования по изучению вязкостных и пластических свойств технологических смазок, вырабатывают рекомендации по размерам насадок, устанавливаемых перед рабочими волоками.

Несмотря на ряд преимуществ, предлагаемые устройства для волочения в режиме эффективного создания смазочного слоя в очаге деформации при волочении проволоки не получили широкого применения в промышленности из-за больших размеров сборного инструмента.

50 лет назад начались полномасштабные работы по изучению гидродинамического эффекта в смазке при волочении проволоки и труб в УралНИИЧМ (г. Свердловск).

Группой специалистов под руководством чл.-кор. РАН, д-ра техн. наук, проф. В.Л. Колмогорова были сформулированы основные принципы конструкции инструмента, обеспечивающего режим гидродинамического трения при волочении проволоки с использованием сухих порошкообразных смазок. Ими впоследствии были разработаны и реализованы в промышленности первые конструкции сборных волок, реализующих идею гидродинамического трения

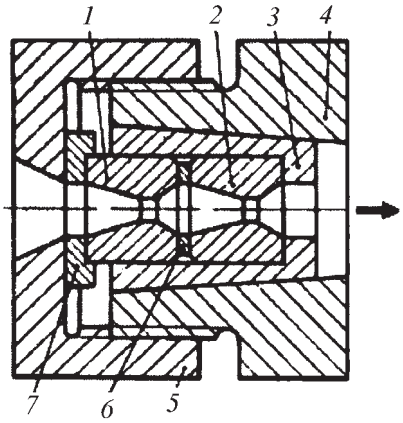

Рис. 1. Сборная конструкция волоки В.Л. Колмогорова, С.И. Орлова и К.П. Селищева

путем применения напорной и рабочей волок в одном корпусе.

Первая волока нагнетала порошкообразную смазку во входную зону рабочей волоки, где и создавалось в ее массе определенное давление, которое обеспечивало в зоне деформации слой смазки, разделяющий контактные поверхности инструмента и проволоки.

Главная задача рабочей волоки состояла в равномерном обжатии поперечного сечения входящего материала (рис. 1). В этом устройстве сборная сдвоенная волока состоит из рабочей *2* и напорной *1* волок, центрирование обеих волок осуществляется с помощью зажимной втулки *3* с односторонней прорезью. Эта втулка вместе с волоками помещается в коническом отверстии *4* и фиксируется относительно его накидной гайкой *5*. Между волоками предусмотрено уплотнительное кольцо *6*, а между напорной волокой и гайкой – нажимная шайба *7*.

В течение почти 30 лет теоретическими и практическими вопросами обеспечения при волочении гидродинамического режима трения занимались многие специалисты в исследовательских и учебных институтах, на заводах, выпускающих проволоку различного назначения из черных и цветных металлов.

В промышленности были достигнуты определенные успехи при волочении проволоки, особенно из труднодеформируемых сталей и сплавов, в частности повышены частные обжатия, скорости волочения, стойкость твердосплавных волок, производительность труда; разработаны и внедрены новые конструкции сборных волок. Основную массу проволоки производили в России с использованием сборных волок. Проволочное производство каждого завода имело естественную одну или несколько конструкций сборной волоки.

Многолетний опыт практической и экспериментальной работы в области производства проволоки показал, что в настоящее время ресурс эффективности применения сборных волок, видимо, исчерпан. Рассмотрим зарубежный опыт применения сборных волок, создающих режим гидродинамического трения при волочении стальной проволоки. На рис. 2 приведена волока в металлической обойме, традиционно используемая для волочения проволоки из разных металлов и различного назначения во всех странах мира. До 70-х годов прошлого столетия такую конструкцию волоки применяли на всех заводах Советского Союза, которая впоследствии была заменена сборными волоками.

Рис. 2. Волока в обойме для волочения проволоки

Данных о применении сборных волок при волочении проволоки в промышленно развитых странах мира нет, но известны фирмы, выпускающие в настоящее время сборные волоки. На рис. 3 представлены волоки "pressure dies" (дословно "волоки давления"), состоящие из четырех частей: корпуса с рабочей волокой и крышки с напорной волокой, которая вворачивается в корпус. Необходимая герметичность сборочной конструкции обеспечивается прецизионной обработкой всех компонентов сборной волоки.

Можно предположить, что изготовитель использует дополнительные уплотнительные кольца для исключения прорыва смазки между рабочей и напорной волокой и последующего выхода наружу через резьбовое соединение. В работе [1] такая модель названа экономичной.

Рассмотренные конструкции сборных волок, как и конструкции других западных фирм, появились на рынке после 1991 г., а именно в этот год Институт машиноведения УрО РАН проводил большую работу по выходу на мировой рынок с новыми конструкциями сборных волок, запатентованными в Советском Союзе.

Дважды были проведены заводские испытания (1991 г., фирма Impianti Industriali SpA, Италия и 1993 г., фирма Bekaert, Бельгия), на которых были продемонстрированы преимущества отечественных сборных волок в сравнении с зарубежными традиционными одинарными волоками. Однако контрактов заключено не было, что было связано, возможно, со следующим.

Фирма Impianti Industriali SpA производила современные модульные непрерывно-петлевые волочильные машины для производства проволоки (рис. 4) совместно с другими фирмами, в частности водоохлаждаемая мыльница со стационарным волокодержате-

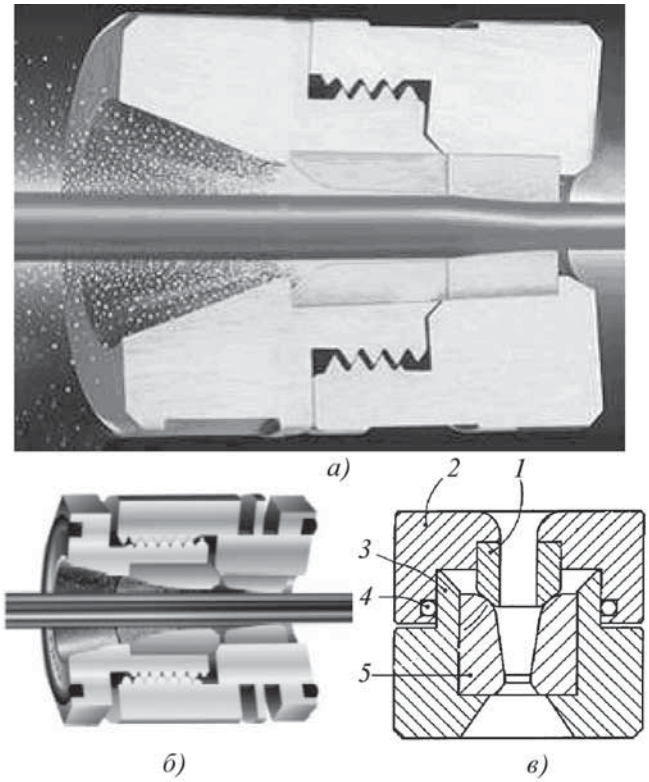

Рис. 3. Сборные волоки зарубежных фирм:
а – Tecnovo (TKT group, Италия); *б* – Paramount Die Co Inc. (США); *в* – Vassena Filiere S.r.l. (Италия):
1 – напорная волока; *2* – крышка; *3* – корпус; *4* – уплотнитель; *5* – рабочая волока

лем EuroDraw Srl изготовляла другая фирма. Для применения сборных волок требовалась небольшая реконструкция внутренней полости волокодержателя для обеспечения охлаждения сборной волоки по всей длине, что, по мнению зарубежных фирм, снижает

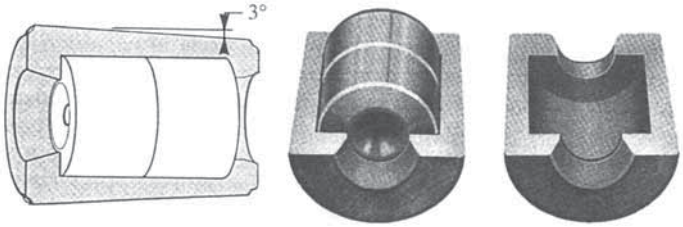

Рис. 5. Сборная волока фирмы WILCO

экономическую эффективность применения отечественной конструкции сборных волок.

Испытания на заводе фирмы Bekaert показали, что при волочении проволоки диаметром 2 мм из катанки диаметром 5,5 мм, прошедшую окалиноломатель и ванну с подсмазочным покрытием, в первой волоке нагнетаемой смазкой создавалось такое давление, что проволока на выходе волоки имела сплошную смазочную пленку, хорошо видимую невооруженным глазом. Испытания сразу были прекращены под предлогом большого расхода технологической смазки. Лицензии на конструкцию сборных волок ни одной, ни второй фирмой приобретены не были, а позже зарубежные фирмы создали собственные конструкции сборных волок.

Главный вопрос состоит в том, могут ли волоки, приведенные на рис. 3 и 5, обеспечивать режим гидродинамического трения при волочении проволоки из разных материалов.

Рассмотрим понятие режима гидродинамического трения, иногда его называют пластогидродинамическим режимом трения. Такой режим означает постоянное и полное разделение трущихся поверхностей, т.е. толщина технологической смазки на поверхности проволоки должна превышать высоту микронеровностей. Для оценки развития режима гидродинамического трения применяют коэффициент $K = \Delta / h_{ср}$, где Δ – толщина смазки на поверхности проволоки и $h_{ср}$ – средняя высота микронеровностей.

Исследования [2, 3] по замеру шероховатости толщины смазочной пленки показали, что коэффициент K при волочении стальной проволоки всегда был меньше 1, т.е. при волочении проволоки был смешанный режим трения или улучшенный режим трения в сравнении с традиционными волоками.

На рис. 6 приведены данные о количестве технологической смазки на поверхности проволоки после сборных волок, про-

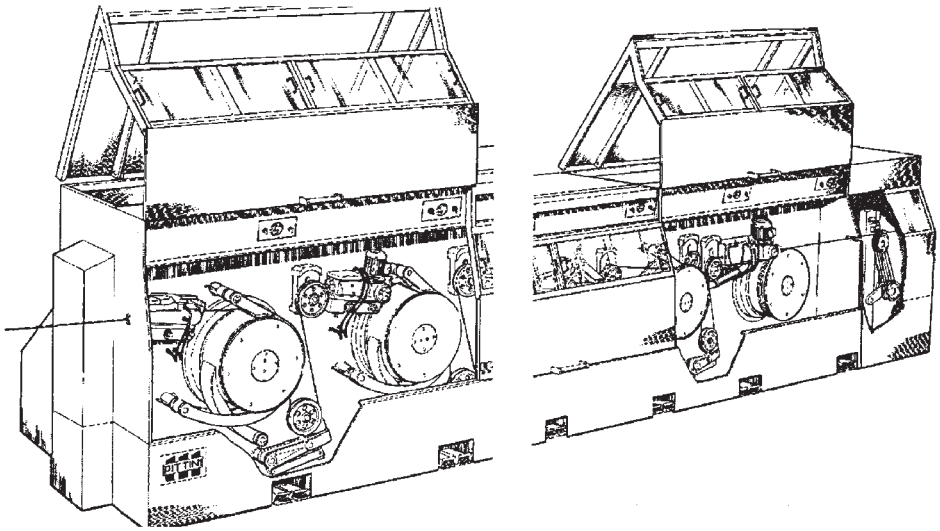

Рис. 4. Волочильный стан фирмы Impianti Industriali SpA (Италия)

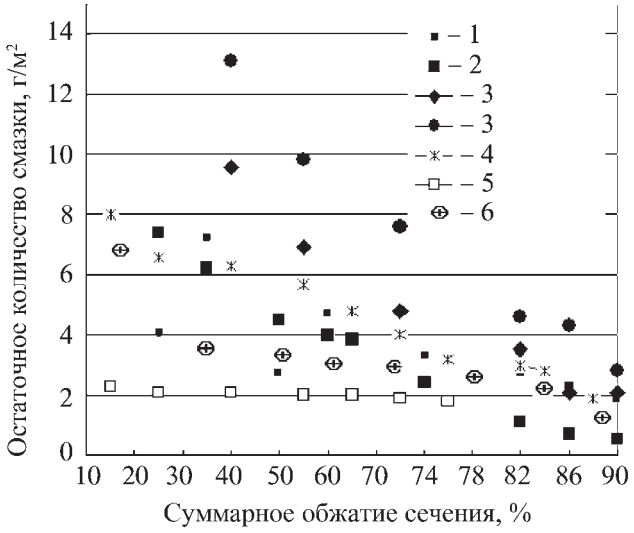

Рис. 6. Остаточное количество технологической смазки на поверхности проволоки в функции обжатия сечения:
1 – пат. 2029039 США, пат. 566434 США; 2 – Christopherson D.G., Naylor H. Promotion of fluid lubrication in wire drawing. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 1847–1996. 1955. Vol. 169. P. 643–653; 3 – пат. 2088040 США; 4 – волоки Tecnovo, травление+фосфатирование; 5 – волоки Tecnovo, механическое удаление окалины и бурирование; 6 – волоки Paramount Die Co Inc.

тянутой с катанки, диаметром 6,5 мм до диаметра 2 мм.

Данные получены путем пересчета значений высоты смазочной пленки, учитывая сжимаемость порошкообразной смазки ε_V =0,4 и плотность $\rho \approx 0{,}50$ г/см^2. Для сравнения приведены данные количества смазки на поверхности проволоки при волочении через волоки фирмы Tecnovo. Тип волок не известен.

Травление и фосфатирование поверхности катанки обеспечивает даже в случае применения одинарных волок наличие смазки, количество которой не меньше, чем при использовании сборных волок.

Волоки всех зарубежных фирм имеют плавный, хорошо отполированный внутренний канал, что способствует движению потока сухой смазки в зону обжатия без прилипания ее на поверхность канала волоки, как в случае только шлифованного канала. На рис. 6 точки наибольшего количества смазки (черные точки) также относятся к волокам с полированным внутренним каналом. В качестве смазки использовали хорошо просушенный, подвергнутый дополнительному размолу порошок натриевого мыла.

В работе [3] приведены данные по совместному использованию в одном маршруте сборных и традиционных волок для волочения проволоки. Исходной заготовкой служила катанка диаметром 5,5 мм из высокоуглеродистой стали AISI 1074 следующего химического состава: 0,70...0,80 % C; 0,50...0,80 % Mn;не более 0,04 % P; не более 0,05 % S. После удаления окалины наносили фосфатное покрытие Phcoating 50 и применяли технологическую смазку LubX52. Скорость волочения проволоки конечного диаметра 1 мм составляла 18 м/с.

К сожалению, нет других данных о количестве смазки на поверхности проволоки на выходе из сборных волок, изготовленных зарубежными фирмами и о применении таких сборных волок на отечественных заводах. Но даже по данным, приведенным на рис. 6, можно сделать вывод, что и одинарные, и сборные волоки обеспечивают на поверхности проволоки примерно равное количество смазки, недостаточное для реализации гидродинамического режима трения, т.е. полного разделения трущихся поверхностей.

Обеспечивая после удаления окалины необходимое подсмазочное покрытие поверхности металла, используя технологические смазки высокого качества по гранулометрическому составу, влажности и адгезии, волоки с правильной геометрией внутреннего идеально отполированного канала, а также традиционные одинарные волоки, гарантирована высокая стойкость таких волок при волочении проволоки из низкоуглеродистой стали.

Применение в этом случае сборных волок экономически нецелесообразно, учитывая, что стоимость сборных волок превышает стоимость одинарных волок в 12 раз. Ориентировочно стоимость сборной волоки может составлять около 30 дол. США. В то же время волоки "wire drawing pressure die", изготовленные в Китае, стоят от 15 до 95 дол. США.

Системы нагнетания смазки обеспечивают определенный эффект при использовании сухих порошкообразных смазок. Все системы имеют металлический корпус для размещения напорной и рабочей волок, просты для применения и способны обеспечить волочение проволоки со смазкой под давлением.

Однако простые западные конструкции так же, как и большинство российских конструкций сборных волок, имеют один главный и существенный конструктивный недостаток. Отработанная сухая смазка накапливается между рабочей и напорной волоками, периодически просачивается в корпус и затем возвращается в мыльницу, обычно в виде пластинок, что вызывает три главные проблемы, которые значительно снижают эффективность всей системы самонагнетания смазки в зону деформации.

Первая проблема связана с невозможностью повторного использования оплавленной (разжиженной) смазки, подвергнутой воздействию высоких температур и давлению. Размельчение и добавление такой смазки к свежему порошку вызывает снижение смазочной способности и увеличение абразивного износа волок.

Вторая проблема состоит в снижении диссипации тепла из-за образования барьера на пути поглощения тепла стенками инструмента в виде отработанной перегретой смазки, сжатой между волоками и корпусом или крышкой. При этом повышение уровня нагрева вызывает снижение содержания жиров в смазке, что снижает смазочную способность и вязкость смазки.

Далее в результате повышения нагрева и самого твердосплавного инструмента возникает эрозия частиц вольфрама, что увеличивает износ волок, возрастает работа упрочнения проволоки и происходит тепловая кристаллизация смазки, вызывающая образование "туннеля", что ухудшает смазывание проволоки при проходе.

Третья проблема связана с первой и второй и заключается в невозможности реализации саморегулирования всей системы путем создания требуемого давления подбором диаметра внутреннего канала и длины напорной волоки.

Таким образом экономическая целесообразность применения сборных волок в современных условиях производства проволоки зависит от множества факторов. Прежде всего, строгое соблюдение установленной технологии волочения. После удаления окалины обязательным является нанесение подсмазочного слоя, применяемая смазка должна иметь определенный гранулометрический состав, влажность и обладать высокой адгезией.

Решение проблемы герметичности повышением прецизионности обработки деталей приводит к увеличению стоимости инструмента, из-за необходимости требуемой герметичности затрудняется замена изношенной или разрушенной рабочей волоки. Такие же проблемы возникают и при замене напорной волоки.

Применение сборных волок требует наличия сменного парка волок, закупки новых волок для замены изношенных частей, возможности их утилизации или регенерации, наличия высококвалифицированных кадров, способных обеспечить необходимую герметизацию при сборке новых волок давления.

При годовом объеме производства проволоки в сотни тысяч тонн рентабельным и выгодным может быть организация собственного производства корпусов сборных волок при кооперации поставок готовых волок необходимого сортамента. Необходим четкий компьютерный учет ежесменного движения всего парка волок. Желательно наличие оптических систем контроля геометрии и качества обработки поверхности канала волок.

В случае разрушения волок или быстрого износа требуется быстрое оперативное выявление причин отклонения от нормальной работы и своевременное устранение этих недостатков.

Высокая стоимость сборных волок требует также выполнения следующего условия: ее замена должна производиться только в случае полного износа или повреждения рабочей волоки. Все другие причины, например смена маршрута из-за перехода на другой диаметр готовой проволоки, будет снижать эффективность применения сборных волок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Sarver D.R., Sarver G.L.** An innovative, economical approach to pressure drawing // Wire Journal International. 1994. March. P. 76–79.

2. **Николаев В.А., Васильев А.Г.** Влияние технологических параметров на напряжение волочения // Известия вузов. Черная металлургия. 2001. № 3. С. 29–32.

3. **Vazquez L.B., Rivero I.R., Delgado A.M.** Design of a pressure drawing die // Wire Journal International. 2006. October. P. 82–84.

Владимир Викторович Битков, канд. техн. наук,
lsm@imach.uran.ru

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ В УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ

Е.И. Тавер

2012 г. Объем 368 с. Формат 60x88 1/16 ISBN 978-5-94275-666-6 Цена 600 р.

Качество товаров рассмотрено, с одной стороны, как важнейший результат производственной деятельности, а с другой — как особый объект управления. При этом состав, нормативные и физические значения показателей качества товара и факторов, от которых оно зависит, являются конечным объектом управления. Даны субъекты управления качеством, универсальные подходы к нему, измерения, оценки, подтверждение соответствия и контроль качества, правовые основы, стандарты и модели управления качеством. Исходя из этого, проведен анализ задач и методов управления качеством при маркетинге, проектировании, производстве и использовании товара, а также затрат на качество.

Допущено УМО по образованию в области прикладной математики и управления качеством в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности 220501 – Управление качеством и направлению 221400 – Управление качеством.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 669.1.017.539

Ю.Г. Гуревич *(Курганский государственный университет)*

Азотирование твердых сплавов на основе карбида титана методом взаимодействия с нитридом алюминия

Разработана технология азотирования твердых сплавов на основе карбида титана контактным способом в засыпке нитрида алюминия. В результате азотирования стойкость инструмента из этих сплавов возрастает в 2,1–2,4 раза.

Ключевые слова: азотирование; твердый сплав; карбид титана; нитрид алюминия; температура; время.

The technology of nitriding of hard alloys based on titanium carbide by contact method in filling aluminum nitride is developed. As result of nitriding tool life made of these alloys increases in 2,1–2,4 times.

Keywords: nitriding; hard alloy; carbide; titanium carbide; aluminum nitride; temperature; time.

Введение. Известно, что поверхностное азотирование твердых сплавов повышает их износостойкость. Чаще всего азотирование поверхности инструмента из твердого сплава применяют для твердых сплавов, содержащих карбид титана.

Все большее распространение для деталей, работающих в условиях абразивного износа, получают композиционные материалы на основе карбида титана: карбидостали и карбидочугуны [1, 2].

Материалы, содержащие 40...50 % карбида титана и 50...40 % стали или 50...40 % белого чугуна, успешно заменяют твердые сплавы на основе карбида вольфрама и карбида титана для деталей, работающих в условиях абразивного износа [2]. Их износостойкость также можно существенно повысить поверхностным азотированием.

Наибольшее распространение получил способ азотирования твердых сплавов, содержащих карбид титана, в среде диссоциированного аммиака при 753...1223 К. В зависимости от глубины азотирования время выдержки составляет 35...45 ч. В результате азотирования кобальтовой связки повышалась износостойкость режущего инструмента.

Недостатком этого способа является то, что он не обеспечивает азотирование карбидных зерен, а при взаимодействии твердых сплавов с диссоциированным аммиаком при длительных выдержках происходит обезуглероживание поверхности твердых сплавов.

Аналогичный способ азотирования применяли для карбидосталей. Так, например, карбидосталь TiC–Х6В3М, содержащую до 40 % TiC, азотировали в аммиаке при температурах 773, 1023 и 1293 К и времени выдержки от 30 до 60 ч [3].

Азотирование при 773 и 1023 К осуществляли как конечную операцию, а при 1293 К – как предшествующую закалке в масле. Азотирование при температуре 1023 К, всех содержаниях тугоплавкой составляющей в карбидостали, а также разных содержаниях связанного углерода в карбиде титана и варьируемой продолжительности азотирования вызвало снижение твердости материалов, причем для сплавов с малым содержанием TiC ее уменьшение было заметнее.

Это свидетельствует о том, что азотированию подвергалась стальная связка, твердость которой при данной температуре снизилась за счет отжига II рода. Падение твердости проявлялось значительнее с ростом продолжительности химико-термической обработки.

Аналогичные результаты получены и после азотирования при 1293 К без дополнительной закалки. При этом разупрочнение стальной связки и, следовательно, всего материала было более существенным.

При азотировании карбидосталей с последующей закалкой меньший прирост твердости характерен для сплавов с более дефектным TiC, что объясняется образованием более мягких карбонитридов титана, уменьшающих твердость сплавов в целом.

Наибольший прирост твердости наблюдается у карбидосталей, закаленных после азотирования при 1293 К, что можно объяснить дополнительным эффектом от закалки стальной связки. Таким образом, процесс азотирования по существующей технологии для карбидосталей оказался неприемлемым из-за его сложности, длительности и неэффективности.

Методика и результаты. Разработанный способ азотирования твердых сплавов, содержащих карбид титана, карбидосталей и карбидочугунов прост и сравнительно недорог. Способ заключается в том, что

Результаты азотирования твердых сплавов, карбидостали и карбидочугуна

Марка сплава	Температура азотирования, К	Выдержка, ч	Цвет поверхности образца	Микротвердость, МПа, при нагрузке 0,490 Н (50 гс)	
				до обработки	после обработки
Т15К6, Т30К4	753...1223	35...45	Темно-серый	–	1850...1940
Т15К6	1473...1573	5	Золотисто-латунный	–	2500...2550
Т30К4			Золотистый	–	2550...2600
Карбидосталь TiC–Х18Н10Т			Золотисто-латунный	1900...1950	2300...2350
Карбидочугун TiC–белый чугун				1950...2000	

азотирование осуществляют контактным взаимодействием сплавов с нитридом алюминия AlN.

Нитрид алюминия обладает большим сродством к кислороду и даже при небольших парциальных давлениях окисляется, образуя оксид $A1_2O_3$ и выделяя атомарный азот.

Карбид титана является нестехиометрическим соединением и ведет себя как твердый раствор замещения углерода в титане. При температурах 1233...1873 К растворимость углерода в титане 0,16...0,55 % и состав карбида $TiC_{0,16}$...$TiC_{0,65}$. Поэтому при указанных температурах карбид титана легко поглощает азот и становится карбонитридом Ti(CN).

Учитывая, что на поверхности твердого титансодержащего сплава всегда присутствует адсорбированный кислород, протекают следующие реакции:

$$2\,AlN + 3/2O_2 \rightarrow Al_2O_3 + 2N_{ат}\,; \qquad (1)$$

$$TiC + N_{ат} \rightarrow Ti(CN)\,. \qquad (2)$$

Таким образом, в результате взаимодействия нитрида алюминия с карбидом титана твердый сплав будет азотироваться.

Технологический процесс азотирования карбидостали TiC–Х18Н10Т, карбидочугунов TiC-белый чугун и твердых сплавов типа ТК состоял в следующем. Изделия помещали в герметичный сосуд и засыпали твердой засыпкой, состоящей из 70 % AlN и 30 % Al_2O_3. Нагрев осуществляли в печи с графитовым нагревателем при 1473...1523 К в течение 5 ч.

Исследования показали, если нитрида алюминия в засыпке меньше, то продолжительность азотирования значительно увеличивается, а повышение содержания оксида алюминия в засыпке практически не влияло на продолжительность азотирования. Результаты экспериментов приведены в таблице.

Как следует из таблицы, предлагаемый способ азотирования позволяет значительно увеличить микротвердость твердых сплавов. Золотистый цвет поверхности образцов свидетельствует о том, что при азотировании происходит взаимодействие компонентов засыпки с зернами карбида титана, которое приводит к образованию карбонитрида титана, цвет которого золотистый или золотисто-латунный.

Исследовали окалиностойкость твердых сплавов при выдержке на воздухе при температуре 1223 К. Если образцы твердых сплавов, азотированные в диссоциированном аммиаке, после выдержки 2 ч покрывались серо-коричневой корочкой, то поверхность образцов, азотированных в твердой засыпке, практически не изменялась, сохраняя золотистый цвет, присущий карбонитридам.

Испытания на износостойкость твердосплавных пластин Т15К6 до и после азотирования проводили на вертикально-сверлильном станке 2Н125А. Обрабатывали отверстия диаметром 35 мм в образцах на стали 45. Режим резания: скорость 67,1 м/мин; подача 0,7 мм/об; глубина резания 1,5 мм; работа с охлаждением.

В качестве критерия затупления зенкеров был принят износ, равный 35 мм, на задней поверхности. В результате сравнительных испытаний установлено, что стойкость хвостовых зенкеров, оснащенных твердосплавными вставками, обработанных по предложенной технологии, в среднем в 2,1–2,4 раза выше, чем у зенкеров, обработанных в диссоциированном аммиаке.

Таким образом, азотирование твердых сплавов, содержащих карбид титана, нитридом алюминия позволяет повысить их износостойкость за счет азотирования карбида титана, существенно ускоряет и упрощает технологический процесс азотирования.

Технология азотирования карбидостали и карбидочугуна контактным способом с нитридом алюминия позволяет увеличить их износостойкость без последующей термической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуревич Ю.Г.** Износостойкий композиционный материал карбид титана–нержавеющая сталь // Технология металлов. 2007. № 9. С. 43–47.

2. **Гуревич Ю.Г., Савиных Л.М.** Карбидочугун для износостойких деталей // Сталь. 2005. № . С. 112–115.

3. **Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. и др.** Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: РАН УрО ИМ, 2002. 216 с.

Юрий Григорьевич Гуревич, д-р техн. наук,
ygg@rambler.ru

УДК 620.18

В.С. Муратов, О.Н. Хамин, О.И. Закопец
(Самарский государственный технический университет)

Получение качественных ионно-плазменных покрытий на изделиях из литых алюминиевых сплавов

Оценено качество ионно-плазменных покрытий, наносимых на литейные сплавы алюминия различных систем легирования. Исследованы и проанализированы причины низкого качества покрытий на сплавах систем Al–Si, Al–Si–Cu. Предложены пути решения данной проблемы путем форсирования охлаждения при кристаллизации и после ее завершения, а также проведения термической обработки.

Ключевые слова: ионно-плазменные покрытия; литейные сплавы алюминия; твердость; режимы охлаждения; структура.

The quality of ion-plasma coatings applied to casting aluminum alloys of different alloying systems is estimated. The reasons of low quality coatings on alloys Al–Si, Al–Si–Cu systems are studied and analyzed. Ways to solve this problem by forcing of cooling during crystallization and after it completion, and also carrying out heat treatment are offered.

Keywords: ion-plasma coatings; casting aluminum alloys; hardness; cooling regimes; structure.

Вакуумную ионно-плазменную технологию нанесения покрытий, применяемую в различных отраслях машиностроения, главным образом для повышения износостойкости изделий, можно применять и для декорирования отливок из алюминиевых сплавов.

Наиболее перспективным является электродуговой метод, получивший название *конденсация ионной бомбардировкой* (КИБ).

Широкое распространение получили покрытия из нитрида титана, которые удачно имитируют позолоту. Регулируя параметры процесса, можно добиться полного сходства с золотом различных проб. Покрытия из нитрида титана наносят не только на металлы, но и на стекло, а также на другие неметаллические материалы. Такие покрытия отличаются прочным сцеплением с материалом изделия и высокой износостойкостью.

При нанесении покрытий методом КИБ предъявляют очень жесткие требования к качеству поверхности изделий. На поверхности не должно быть посторонних загрязнений (ржавчины, масла, других неметаллических материалов).

Особые трудности возникают при нанесении покрытий на отливки, на поверхности которых есть различные дефекты (поры, шлаковые включения, окисленные трещины). В ряде случаев требуется дополнительная подготовка поверхности. Если в состав материала изделия входят легкоиспаряемые элементы (например, цинк), то перед ионной бомбардировкой на изделие наносят гальваническим способом подслой никеля.

При нанесении ионно-плазменных покрытий на алюминиевые сплавы поверхность отливок должна иметь определенную структуру и свойства, также определяющие качество их поверхности.

Характеристики качества поверхности делятся на физико-химические и геометрические. К основным физико-химическим характеристикам относятся: химический состав, микроструктура, поверхностное напряжение, электродный потенциал, твердость, микротвердость, адгезия; электрические, магнитные и оптические свойства. К основным геометрическим характеристикам поверхности относятся: макрогеометрия, волнистость, шероховатость, субмикрошероховатость.

Параметрами качества ионно-плазменных покрытий на алюминиевых сплавах являются: толщина, пористость, микротвердость, адгезионная прочность, стойкость при окислении и абразивном износе. Для декоративных покрытий важна также однородность цветовой гаммы по всей поверхности изделия.

В работе анализировали качество поверхности отливок из сплавов систем Al–Si (АК12), Al–Si–Cu (АК5М2, АК9М2), Al–Cu (АМ6), полученных методом литья под давлением (рис. 1).

В качестве метода изготовления отливок применяли метод литья под давлением, как наиболее экономически оправданный в условиях серийного производства и обеспечивающий получение наилучших показателей качества поверхности отливок перед нанесением ионно-плазменных покрытий.

Рис. 1. Исходный образец

Заготовки из сплавов всех трех систем проходили следующую маршрутную технологию: получение отливок литьем под давлением; галтовка отливок; предварительное полирование поверхности отливок; финишное полирование поверхности.

Отливки изготовляли на литейной машине для литья цветных металлов и сплавов мод. 711А07. Галтовку прово-

дили на специализированной центробежно-инерционной установке ЗИМ 2187. Использовали схему сухой галтовки с наполнителями из пластмассовых шариков и древесных опилок.

Варьировали основные параметры галтовки: частота вращения барабанов с отливками n, об/мин; длительность галтовки t, мин. Установлены оптимальные параметры галтовки: n = 170 об./мин; t = 40 мин.

Предварительное и финишное полирование поверхности отливок осуществляли на двухскоростной полировальной установке ВПУ-7000. Режимы предварительного полирования: число оборотов полировального круга V_1 = 3000 об./мин; длительность полирования 5 мин. Режимы финишного полирования: V_2 = 7000 об./мин; длительность полирования 5 мин.

После каждого этапа обработки измеряли шероховатость поверхности на профилометре с цифровым отсчетом и индуктивным преобразователем мод. 296.

Параметр шероховатости поверхности после галтовки отливок составил Ra = 0,75; 0,65; 0,7 и 0,6 мкм для сплавов АК12, АК5М2, АК9М2 и АМ6 соответственно. При этом у сплавов систем Al–Si, Al–Si–Cu на поверхности наблюдали более темные, чем основная поверхность, зоны.

Затем отливки полировали до Ra = 0,06 мкм. Нанесение ионно-плазменных покрытий выполняли на модернизированной вакуумной установке ННВ-6.6 И1 по методу КИБ. В качестве декоративного покрытия наносили титан (имитация хромового и никелевого покрытий) и нитрид титана (имитация золотого цвета).

Перед нанесением покрытий отливки подвергали ультразвуковой очистке в моющем водном растворе и в бензине БР-1 с последующей сушкой и протиркой спиртом. После нагрева в сушильном шкафу до температуры 150...200 °С в течение 30 мин отливки помещали в вакуумную камеру.

Толщина покрытия 1,5 мкм, пористость для сплавов АК12, АК5М2, АК9М2 и АМ6 составляла 6; 4; 5 и 2 пор на мм^2 соответственно. Уровень адгезии одинаковый.

На отливках из сплавов систем Al–Si и Al–Si–Cu цвет покрытия оказался неоднородным: темные участки имели более матовую поверхность, чем светлые. Образцы после нанесения покрытия представлены на рис. 2.

Отмеченное значительно ухудшает товарный вид изделия с покрытием. На отливках из сплава АМ6 цвет покрытия был однородным по всей поверхности.

Пористость и неоднородность цвета покрытий, по мнению авторов статьи, связаны с наличием на поверхности сплавов систем Al–Si и Al–Si–Cu зон эвтектики (α-фаза+кремний) и тем они значительнее, чем большее содержание кремния в сплаве.

Соответственно, для кремнийсодержащих сплавов алюминия можно предположить, что при шлифовании, полировании и последующей ионной очистке поверхности отливок в вакуумной камере произошло разрушение и "растравливание" более хрупких зон эвтектики. В этих зонах изменились такие характеристики поверхности, как шероховатость, электродный потенциал, поверхностные напряжения, что создало неодинаковое состояние поверхности отливок при конденсации покрытий. В результате образовалась "пятнистость" поверхности с чередованием матовых (более темных) и светлых участков покрытий, что делает товарный вид изделий с покрытием неприемлемым.

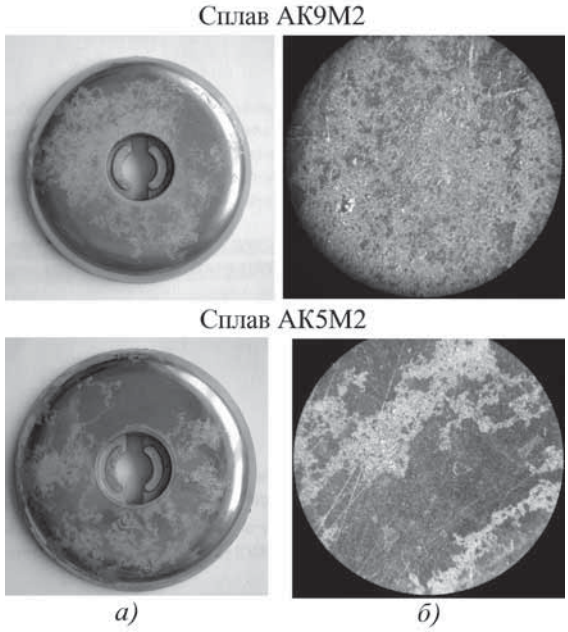

Рис. 2. Образцы из сплавов АК9М2 и АК5М2 после нанесения покрытия:
а – внешний вид; *б* – ×60

Как показано в работах [1–3], микрогеометрия поверхности после шлифования и полирования зависит от ее твердости. Наличие загибов микровыступов на поверхности при низкой твердости приводит к скоплению под ними загрязнений даже при тщательной очистке поверхности перед нанесением покрытий, что снижает параметры их качества.

Таким образом, качество ионно-плазменных покрытий на сплавах систем Al–Si, Al–Si–Cu может быть значительно улучшено за счет измельчения и повышения равномерности кремнийсодержащей эвтектики, а также при увеличении твердости поверхности.

В этой связи исследовано влияние особенностей заполнения формы, скорости охлаждения в процессе и после кристаллизации, режимов термической обработки на структуру и свойства литых алюминиевых сплавов систем Al–Si, Al–Si–Cu (сплавы АК9, АК6М2, АК10М2Н).

Режимы кристаллизационного и послекристаллизационного охлаждения в типовой технологии определяются следующими температурно-временными параметрами: заливка расплава с температурой 720...730 °С в металлическую форму (температура

формы 250...270 °С); кристаллизация в форме и охлаждение в ней до температуры 250...300 °С; извлечение отливки из формы и охлаждение в контейнерах в течение 2...4 ч до 50 °С или изолировано друг от друга на конвейере (охлаждение на воздухе).

Скорость охлаждения отливок при кристаллизации достигает 300...800 °С/мин, а после ее завершения – от 1...5 до 10...20 °С/мин.

Предлагаемые варианты охлаждения отливок вносят следующие изменения: выдержка в форме после заливки $\tau_ф$ устанавливается по действующей технологии или сокращается в 2 раза; после извлечения из формы отливки охлаждаются в воде.

Для отливок из сплава АК6М2 длительность кристаллизации $\tau_{кр}$ = 1,3 мин, $\tau_ф$ по технологии 3,8 мин; из сплава АК9 – $\tau_{кр}$ = 1,6 мин, $\tau_ф$ = 2,8 мин; из сплава АК10М2Н – $\tau_{кр}$ = 0,8 мин, $\tau_ф$ = 1,2 мин.

При этом, если $\tau_ф$ = 3,8 мин, температура отливки перед извлечением составляет 250 °С, при $\tau_ф$ = 1,9 мин – 500...520 °С. Результат оценки размеров дендритной ячейки приведены в таблице.

К измельчению дендритной структуры приводит повышение температуры начала ускоренного охлаждения и увеличение скорости послекристаллизационного охлаждения.

Установлено также, что ускоренное охлаждение в воде обеспечивает и более высокие механические свойства. Для сплава АК6М2 при охлаждении в воде $\sigma_в$ = 220...240 МПа, δ = 1,4...2,0 %, а при охлаждении в контейнере $\sigma_в$ = 197 МПа, δ = 0,8...1,1 %. Твердость HV в различных участках отливки составляет в случае обычного охлаждения 710...740 МПа, при ускоренном охлаждении 740...800 МПа.

Измельчение структуры и прирост свойств существенно зависят от температуры извлечения отливки из формы. Чем выше температура отливки перед началом охлаждения, тем дисперснее структура и выше свойства в литом состоянии.

Влияние условий охлаждения отливок на размер дендритной ячейки

Марка сплава	$\tau_{кр}$	$\tau_ф$	Охлаждение	Размер дендритных ячеек, мкм
	мин			
АК6М2	1,3	3,8	В контейнере	40...44
		3,8	В воде	36...39
		1,9		32...34
АК9	1,6	2,8	В контейнере	31...35
		2,8	В воде	27...30
		1,4		24...26
АК10М2Н	0,8	1,2	В контейнере	32...35
		1,2	В воде	25...27

В работах [4–6] показано, что отливки из сплавов систем Al–Si–Cu и Al–Si–Mg, ускоренно охлажденные с высоких температур, после завершения кристаллизации имеют не только наиболее высокие свойства после окончательной термической обработки – закалки и старения, но и сам процесс распада пересыщенного твердого раствора осуществляется значительно быстрее.

При вариантах обработки с сокращенной в 2 раза выдержкой $\tau_ф$ и ускоренным охлаждением в воде после извлечения из формы прирост твердости в процессе старения протекает интенсивно с первых минут и через 60 мин твердость достигает предельного значения. Отливки, полученные по типовому режиму, достигают максимальную твердость лишь через 2 ч.

Результаты исследований показали, что кинетика процесса старения и изменения твердости сплава определяются степенью неравновесности исходной закаленной структуры.

Для оценки влияния условий охлаждения при кристаллизации, температуры нагрева и выдержки при закалке на кинетику изменения твердости при искусственном старении поставлен дополнительный эксперимент.

Закалочный нагрев сплава осуществляли следующим образом: образцы из сплава АК6М2 загружали в печь с температурой 550 °С (температура закалки сплава 515 °С) и по контактной термопаре контролировали температуру поверхности образца. После достижения поверхностью температуры 515 °С образцы выдерживали ($\Delta\tau_з$) в печи от 10 с до 10 мин, что позволяло получать различную степень насыщенности твердого раствора и концентрацию вакансий. Увеличение выдержки приводило к росту обоих параметров структуры и повышало степень неравновесности структуры сплава перед старением.

На рис. 3 показано изменение твердости сплава HV в зависимости от длительности старения $\tau_с$ и состояния сплава перед старением. Твердость сплава определяли по методу Виккерса при нагрузке 50 Н. На каждую экспериментальную точку проводили пять замеров. Среднеквадратичное отклонение измерений составляло 15...18 МПа.

Из приведенных результатов видно, что твердость сплава в процессе старения меняется немонотонно. Особенно это характерно для режима с малым $\Delta\tau_з$. По мере увеличения длительности старения при ускоренном охлаждении установлено пять стадий снижения и увеличения твердости. Наличие таких стадий обусловлено протекающими процессами зонного распада, перехода от зонного к фазовому распаду, преобладания фазового распада коагуляции. Достижение высокой твердости сплава возможно лишь при $\Delta\tau_з$ не менее 1 мин, что позволяет обеспечить необходимую пересыщенность твердого раствора после закалки.

Использование форсированного охлаждения отливок позволяет получить наиболее высокую твердость

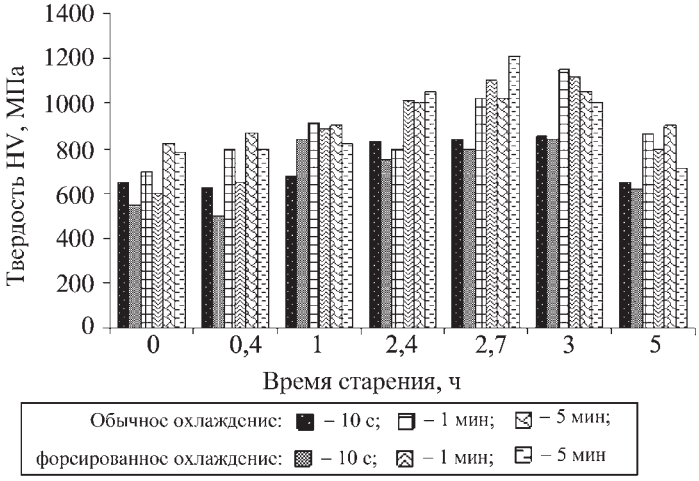

Рис. 3. Изменение твердости HV в процессе старения

сплава, причем при сокращении длительности старения по сравнению с режимом охлаждения по типовой технологии. Так, форсированное охлаждение обеспечивает твердость сплава 1210 МПа при τ_c = 2,7 ч, а обычное охлаждение позволяет достигать твердости 1150 МПа при τ_c = 3 ч.

Получение сплава с повышенными однородностью структуры и твердостью создает условия для эффективного шлифования и полирования поверхности как подготовительных операций к нанесению покрытия. Однородное состояние поверхности позволяет получать покрытия из нитрида титана на отливках из сплавов, содержащих кремний, без явной "пятнистости" поверхности.

Выводы

1. Нанесение покрытий из нитрида титана на поверхность отливок из кремнийсодержащих алюминиевых сплавов методом конденсации ионной бомбардировки может сопровождаться получением "пятнистости" поверхности неприемлемого качества. Это объясняется неоднородностью состояния поверхности после шлифования, полирования и ионной очистки. Указанные проблемы отсутствуют для отливок из сплава системы Al–Cu.

2. Форсированное кристаллизационное и послекристаллизационное охлаждение отливок в сочетании с сокращенным временем старения позволяет измельчить дендритную структуру сплавов систем Al–Si и Al–Si–Cu и повысить твердость на 60 МПа. Однородное состояние поверхности после подготовительных операций позволяет получать покрытия без явной "пятнистости".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Муратов В.С., Хамин О.Н., Дворова Н.В.** Влияние упрочнения деформируемых алюминиевых сплавов на качество ионно-плазменных покрытий: матер. 14-й междунар. науч.-практ. конф. "Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта". Ч. 2. Санкт-Петербург. 2012. С. 155–159.

2. **Дворова Н.В.** Выбор режимов термообработки деформируемых алюминиевых сплавов, обеспечивающих нанесение качественных вакуумных ионно-плазменных покрытий: сб. тр. 5-й Всероссийской конф. молодых ученых и специалистов "Будущее машиностроения России". М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. С. 99–101.

3. **Получение** качественных ионно-плазменных покрытий и предшествующая обработка алюминиевых сплавов / Н.В. Дворова, О.И. Закопец, Е.А. Морозова, В.С. Муратов, О.Н. Хамин // Международный журнал экспериментального образования. 2012. № 5. С. 56.

4. **Муратов В.С., Дворова Н.В., Морозова Е.А.** Формирование свойств алюминиевых сплавов при старении // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2011. № 5. С. 61.

5. **Муратов В.С., Дворова Н.В., Морозова Е.А.** Условия кристаллизации и старение алюминиевых сплавов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2011. № 5. С. 43.

6. **Муратов В.С., Морозова Е.А., Закопец О.И.** Структура и свойства форсированно охлажденного после кристаллизации литейного сплава Al–Si–Mg // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2012. № 4. С. 82.

Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
fif@samgtu.ru;
Олег Николаевич Хамин, канд. техн. наук;
Оксана Игоревна Закопец

УДК 621.785.5

В.И. Колмыков, В.В. Горожанкин, В.В. Бедин, Д.Н. Романенко
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)

Прогнозирование абразивной износостойкости двухфазных структур в металлических композитах

Представлен теоретический анализ влияния содержания твердой фазы и пластичной матрицы в структуре металлических композитов на их абразивную износостойкость. Показано, что высокое содержание карбидов на поверхности стали способствует повышению ее абразивной износостойкости на порядок и более.

Ключевые слова: износостойкость; абразивное изнашивание; твердость; материал; матрица.

The theoretical analysis of influence of the content of solid phase and plastic matrix in structure of metal composites on its abrasive wear resistance is presented. It is shown that the high content of carbides on surface of steel increases of it abrasive wear resistance much and more.

Keywords: wear resistance; abrasive wear; hardness; material; matrix.

Абразивная износостойкость является одной из важнейших характеристик материалов для деталей машин и оборудования, используемых в заготовительных производствах. Как известно, она определяется твердостью и способностью материала выдерживать многократное деформирование без разрушения. При этом максимальной износостойкостью обладают материалы с гетерофазными структурами.

Твердость материала с двухфазной структурой (например, стали с избыточным цементитом) можно определить по правилу аддитивности:

$$H = H_{\text{к}}\,\eta + H_{\text{м}}\,(1-\eta)\,, \qquad (1)$$

где H – интегральная (аддитивная) твердость двухфазного материала; $H_{\text{к}}$ и $H_{\text{м}}$ – твердость карбида (упрочняющей фазы) и матрицы соответственно; η – относительное содержание твердой фазы в структуре материала.

Твердость карбидов в металлическом композите (сфероидизированной стали или цементованном слое легированной стали) можно считать постоянной, в то время как твердость матрицы определяется величиной промежутков между карбидами (участков матрицы). При этом твердость матрицы, с учетом упрочнения ее твердыми включениями, можно вычислить по формуле [1]

$$H_{\text{м}} = 4{,}3\left[\sigma_{\text{м}_0} + k_{\text{б}}\left(\frac{d}{\eta}-1\right)^{-1/2}\right] + 2{,}4\,, \qquad (2)$$

где $\sigma_{\text{м}_0}$ – предел текучести матрицы при бесконечно большом размере кристалла; $k_{\text{б}}$ – коэффициент, учитывающий прочность блокировки дислокаций твердыми включениями; d – средний размер твердого включения (размер карбидной частицы).

Подставляя (2) в (1), получаем для металлического композита

$$H = H_{\text{к}}\,\eta + \left\{4{,}3\left[\sigma_{\text{м}_0} + k_{\text{б}}\left(\frac{d}{\eta}-1\right)^{-1/2}\right] + 2{,}4\right\}(1-\eta)\,. \qquad (3)$$

Отметим, что выражение (3), по-видимому, недостаточно точно при очень малых расстояниях между карбидами, так как в этом случае начинает проявляться так называемый "масштабный фактор". При малых размерах зоны деформирования (участка матрицы) затрудняется образование дислокаций в кристалле – источники дислокаций (например источники Франка–Рида) уже не способны генерировать дислокации при увеличении приложенного напряжения [2].

Используя выражение (3), проанализируем влияние относительного содержания карбидов (цементита) в структуре стали на ее абразивную износостойкость. На рис. 1 представлено решение этого уравнения для следующих условий: $H_{\text{к}}$ = 1000 МПа (цементит); $\sigma^{\text{ф}}_{\text{м}_0}$ = 120 МПа (феррит); $\sigma^{\text{а}}_{\text{м}_0}$ = 200 МПа (аустенит); $\sigma^{\text{м}}_{\text{м}_0}$ = 600 МПа (мартенсит); $k_{\text{б}} = 2{,}2\cdot10^{7}$; $d = 5\cdot10^{-6}$ м.

В известных работах М.М. Хрущова показано, что при $H < 0{,}7\,H_{\text{а}}$ абразивное изнашивание происходит по механизму микрорезания, когда микростружка (продукт износа) отделяется от изнашиваемой поверхности за один элементарный акт воздействия абразивного тела на поверхность.

При $0{,}7\,H_{\text{а}} < H < H_{\text{а}}$ изнашивание происходит по механизму пластического деформирования (микросмятия), когда продукты износа отделяются при многократном воздействии абразивных тел на поверхностные объемы материала. При этом интенсивность изнашивания значительно (в несколько раз) снижается.

При $H \geq H_{\text{а}}$ абразивное воздействие на изнашиваемый материал прекращается и его износостойкость возрастает на порядок и более.

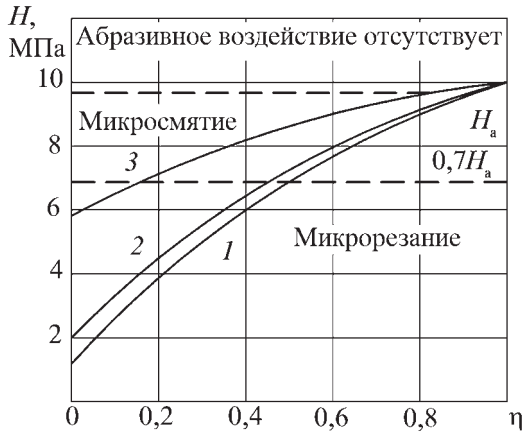

Рис. 1. Зависимость твердости цементитсодержащего композита от относительного содержания карбидов η при различных типах матрицы:
1 – ферритная; *2* – аустенитная; *3* – мартенситная; диаметр карбидного включения 5 мкм; $H_а$ – твердость абразива

При изнашивании микрорезанием износостойкость двухфазного материала однозначно определяется его твердостью, поэтому можно записать

$$\varepsilon' = \alpha_1 H, \qquad (4)$$

где α_1 – коэффициент пропорциональности.

В случае изнашивания по механизму пластического деформирования разрушению элементарного объема материала предшествуют фазовые и структурные изменения в этом объеме, на которые расходуется энергия трения.

Наибольшую энергоемкость имеет наклеп металла, происходящий при его пластическом деформировании, на втором месте по энергоемкости – процессы фазовых превращений и на третьем месте – образование внутренних напряжений, связанных с фазовыми превращениями.

Процесс разрушения предельно упрочненного объема, являющийся завершающей стадией изнашивания, не требует больших затрат энергии, на разрушение расходуется лишь около 1 % суммарной энергии, поглощаемой материалом.

Определить энергию упрочнения материала можно, исходя из дислокационных представлений об этом процессе. Упрочнение происходит в основном за счет образования и накопления дислокаций в деформируемом объеме. Наличие в материале дисперсных частиц второй (твердой) фазы создает наиболее благоприятные условия для накопления дислокаций в межкарбидных участках пластичной матрицы, так как межфазные границы служат надежными барьерами, задерживающими дислокации и препятствующими их релаксации или выходу на поверхность.

Энергия, поглощенная единичным объемом материала в результате накопления в нем дислокаций, может быть определена из выражения

$$e = (f_к - f_0)\,\bar{e}_д\,(1-\eta), \qquad (5)$$

где $f_к$ и f_0 – критическая и исходная плотность дислокаций в деформируемом объеме соответственно; $\bar{e}_д$ –средняя энергия единичной дислокации.

Выражение (5) справедливо для материалов с ферритной и мартенситной матрицами, в которых не происходит фазовых превращений при деформировании. При деформировании аустенитной матрицы в ней происходят фазовые превращения – аустенит превращается в мартенсит (мартенсит деформации). При этом возникают внутренние напряжения, связанные с разницей удельных объемов аустенита и мартенсита.

В случае аустенитной матрицы энергию, поглощаемую материалом, можно вычислить по формуле

$$e_а = [(f_к - f_0)\,e_д + e_{м.п} + e_{в.н}](1-\eta), \qquad (6)$$

где $e_{м.п}$ – энергия фазовых (мартенситного) превращений; $e_{в.н}$ – энергия внутренних напряжений.

Эту энергию можно оценить по данным фундаментальной работы Д. Мак Лина (Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 432 с.).

На превращение аустенита в мартенсит деформации затрачивается от $2{,}95\cdot10^7$ до $5{,}9\cdot10^8$ Дж/м^3 (см. кн.: Мак Лин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 432 с.). Для оценочных расчетов можно, по-видимому, принять среднее значение, т.е. $e_{м.п} = 31\cdot10^7$ Дж/м^3. В результате мартенситного превращения в поверхностном слое изнашиваемого материала возникают напряжения сжатия, энергоемкость которых составляет $e_{в.н} = 3{,}1\cdot10^7$ Дж/м^3.

Критическая плотность дислокаций, предшествующая разрушению стали, $f_к = 10^{17}$ м$^{-2}$ для всех типов матриц, исходная плотность дислокаций для аустенита и феррита может быть принята равной $f_0 = 10^{10}$ м$^{-2}$, для мартенсита $f_0 = 10^{12}$ м$^{-2}$.

На образование единичных краевой и винтовой дислокаций необходимо затратить $5\cdot10^{-9}$ и $3{,}5\cdot10^{-9}$ Дж соответственно. Если принять, что в деформированном объеме создаются условия для равновероятного образования тех и других типов дислокаций, то можно считать, что $\bar{e}_д = 4{,}2\cdot10^{-9}$ Дж.

Таким образом, в случае изнашивания по механизму пластичного деформирования износостойкость будет определяться двумя слагаемыми

$$\varepsilon'' = \varepsilon''_1 + \varepsilon''_2, \qquad (7)$$

где ε''_1 – износостойкость, определяемая твердостью материала; ε''_2 –износостойкость, связанная со способностью матрицы выдерживать многократное деформирование.

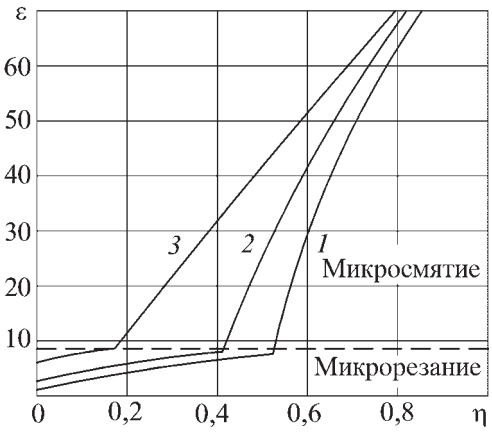

Рис. 2. Расчетные зависимости относительной износостойкости ε от относительного содержания карбидов при различных типах матрицы:
1 – ферритная; *2* – аустенитная; *3* – мартенситная; диаметр карбидных включений 10 мкм

Величину ε_1'' можно определить по аналогии с уравнением (4), ε_2'' – исходя из количества энергии, которую может воспринять матрица без разрушения, т.е.

$$\varepsilon_2'' = \alpha_2 e, \qquad (8)$$

где α_2 – коэффициент пропорциональности.

Износостойкость карбидосодержащего композита при изнашивании по механизму микросмятия можно вычислить по формуле

$$\varepsilon'' = \alpha_1 H + \alpha_2 e. \qquad (9)$$

Выражений (4) и (9) достаточно для оценки износостойкости материалов с двухфазными структурами, содержащих карбиды или карбонитриды в виде изолированных включений в пластичной матрице, так как они охватывают все возможные механизмы изнашивания (микрорезание и микросмятие).

На рис. 2 приведены расчетные зависимости относительной износостойкости стального композита с цементитными включениями в структуре от количества этих включений. Расчеты проведены по приведенным выше уравнениям и справочным данным.

Как видно из рис. 2, переход от изнашивания по механизму микрорезания (интенсивного) к изнашиванию по механизму микросмятия (замедленному) зависит не только от содержания карбидов, но и заметно от типа матрицы.

При мартенситной матрице такой переход наступает уже при 15 % карбидной фазы в структуре, при аустенитной матрице – при 42 %, а при ферритной – при 50 %.

При большом содержании карбидной фазы в структуре металлического композита (80 % и более), что может быть достигнуто цементацией легированных хромом и марганцем сталей в высокоактивном карбюризаторе, абразивное воздействие (кварцевым абразивом) на него прекращается и он получает высокую износостойкость практически независимо от типа матрицы. Эти теоретические результаты хорошо подтверждаются экспериментально.

Выводы

1. В металлических композитах (сфероидизированных сталях, цементованных и нитроцементованных диффузионных слоях и др.) с цементитными включениями в структуре существует некоторое критическое содержание цементита, выше которого резко увеличивается его абразивная износостойкость в результате изменения механизма изнашивания – микрорезание заменяется микродеформированием.

2. При изнашивании микрорезанием износостойкость двухфазного материала определяется его твердостью, которая зависит от содержания цементитных включений и состояния матрицы. При изнашивании по механизму микродеформирования заметное влияние на износостойкость оказывает твердорастворная матрица в промежутках между карбидами.

3. Изменяя режимы упрочняющей обработки стали, т.е. получая различное количество карбидов на поверхности и различное состояние матрицы (ферритную, аустенитную или мартенситную), можно получить изделия с различной (требуемой) абразивной износостойкостью и с другими заданными свойствами (ударной вязкостью, усталостной прочностью и др.).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семин А.М.** Определение механических свойств металлов по характеристикам твердости. М.: Соврем. гуманитар. ун-т, 2000. 152 с.

2. **Чуманов В.И., Чуманов И.В., Аникеев А.Н.** Упрочнение металлических материалов твердыми тугоплавкими мелкодисперсными частицами. Челябинск: Изд. центр ЮУрГУ, 2009. 363 с.

Валерий Иванович Колмыков, д-р техн. наук;
Виктор Вячеславович Горожанкин;
Василий Викторович Бедин;
Дмитрий Николаевич Романенко, канд. техн. наук,
romanenko-kstu46@yandex.ru

УДК 621.9.048.6:66.084.8

С.Г. Адиков, О.В. Кретинин, О.В. Волков *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),*
А.Е. Шевелев *(ФГУП ФНПЦ "Научно-исследовательский институт измерительных систем им. Ю.Е. Седакова")*

Влияние интенсивности ультразвуковых колебаний на нагрев заготовок древесины при воздействии поперек волокон

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния интенсивности ультразвуковых колебаний на нагрев сухих заготовок древесины сосны и березы при воздействии поперек волокон. Установлено, что нагрев обусловлен внутренним трением в образце при его циклическом деформировании. Показано, что снижение интенсивности ультразвуковых колебаний приводит к уменьшению скорости и повышению равномерности нагрева заготовок древесины.

Ключевые слова: ультразвук; ультразвуковое поле; нагрев; древесина; затухание; интенсивность.

The results of experimental studies of influence of the ultrasonic vibrations intensity on heating of dry pine and birch wood samples in exposure across the grain are presented. It is established that the heating is due to internal friction in the sample during its cyclic deformation. It is shown that decrease in the ultrasonic vibrations intensity reduces the rate and increases the uniformity of wood samples heating.

Keywords: ultrasound; ultrasonic field; heating; wood; attenuation; intensity.

Введение. Данное исследование является продолжением работы [1] по изучению ультразвукового нагрева древесины, под которым понимают температурные процессы, возникающие в древесине при воздействии на нее ультразвуковых колебаний путем ее непосредственного механического контакта с излучающей поверхностью ультразвукового излучателя.

Целью исследований является определение основных параметров, влияющих на ультразвуковой нагрев, и степени их влияния. Полученные результаты планируется применять в технологических процессах заготовительных производств различных отраслей машиностроения, связанных с сушкой и склеиванием древесины.

Анализ литературных источников по теме ультразвукового нагрева древесины приведен в [1]. В работе [2] исследован ультразвуковой нагрев влажных образцов ядровой древесины белого дуба, черного ореха и сахарного клена (влажность от 62,4 до 86,4 %) размерами 50×50×50 мм. Ультразвуковые колебания вводились в древесину поперек волокон путем непосредственного контакта излучающей поверхности (диаметром 25 мм) с древесиной, частота колебаний 20 кГц, мощность ультразвукового излучателя 120 Вт. Прижатие ультразвукового излучателя к образцу древесины осуществлялось за счет его собственной массы (воздействие на образец сверху).

В образцах сверлили отверстия глубиной 25 мм и диаметром 2,3 мм на расстоянии 6,4; 12,7; 19,1 и 25,4 мм от плоскости образца, непосредственно контактирующей с излучателем, в которых размещались четыре термопары типа Т.

В течение 10 мин ультразвукового воздействия температура в нижних точках образцов достигала примерно 100...105 °С, в средних точках образцов (две точки на каждом образце) примерно 75...95 °С, в нижних точках образцов 50...55 °С.

Более равномерно и наиболее быстро температура распространялась в образцах сахарного клена, что авторы связывают с более быстрым высыханием образцов, а также их лучшей водопроницаемостью вдоль волокон. При этом в образцах сахарного клена температура в образце была выше в точке, отстоящей от плоскости излучателя на 19,1 мм, чем в точке, отстоящей от плоскости излучателя на 12,7 мм. Прижогов на образцах не наблюдали ни в одном из экспериментов.

Описание экспериментальной установки и методики проведения экспериментов. Подробное описание экспериментальной установки и методики проведения экспериментов приведено в работе [1].

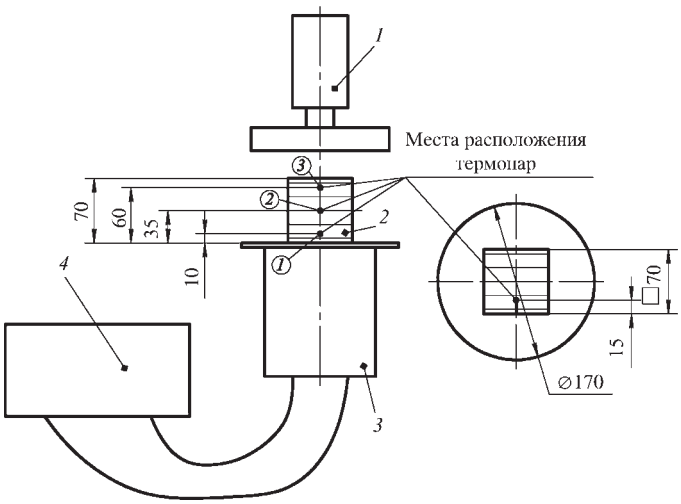

Рис. 1. Схема экспериментальной установки:
1 – гидроцилиндр с прижимом; *2* – образец; *3* – ультразвуковой излучатель ПМС-5-18; *4* – ультразвуковой генератор УЗГ-3-4

В качестве ультразвукового излучателя (рис. 1) применяли самостоятельно разработанный и изготовленный излучатель с излучающей поверхностью в виде круглой пластины диаметром 170 мм и толщиной 4 мм в зоне установки пакета пластин пермендюра (материал пластины – сталь 45). Излучатель имел рабочую (резонансную) частоту 18 кГц и потребляемую мощность около 5 кВт. Амплитуда колебаний, измеренная контактным способом в центральной части круглой пластины, составляла 5 мкм (далее этот излучатель будем обозначать ПМС-5-18).

Соответственно по сравнению с ультразвуковым излучателем ПМС-15А-18 (амплитуда колебаний торца которого составляет 12 мкм при той же резонансной частоте, равной 18 кГц) интенсивность ультразвуковых колебаний, вводимых в образцы при использовании излучателя ПМС-5-18, оказывается меньше в 6 раз.

Ультразвуковому воздействию только поперек волокон подвергали 12 образцов березы и сосны размерами 70× 70×70 мм, высушенные до абсолютно сухого состояния.

Для измерения быстрорастущей температуры применяли термопары типа К диаметром 0,5 мм с показателем тепловой инерции менее 0,1 с.

Результаты экспериментов. После проведения экспериментов был получен массив значений температуры в разных точках образцов в зависимости от времени. Эксперименты над каждым образцом проводили два раза и затем обрабатывали усредненные результаты экспериментов.

Графики зависимостей температуры в различных точках образцов сосны и березы от времени при различных удельных давлениях прижима образцов к ультразвуковому излучателю и различной интенсивности колебаний (различных типах применяемых излучателей) приведены на рис. 2. Все кривые приведены к одной общей точке начала ультразвукового воздействия. Время ультразвукового воздействия в большинстве экспериментов ограничивали 60 с.

Без прижатия образцов к торцу ультразвукового излучателя они не нагревались ни в одном из опытов (на графиках не показано).

Рост температуры во всех точках образцов начинался сразу с началом ультразвукового воздействия без какого-либо запаздывания друг относительно друга, что свидетельствует об источниках тепла непосредственно внутри образцов.

При уменьшении интенсивности ультразвуковых колебаний скорость нагрева существенно снижалась (особенно это касается нижней, наиболее близкой к излучателю термопары). Однако распределение температуры внутри образцов оказалось гораздо более равномерным. Как и в работе [1], образцы сосны нагревались быстрее и сильнее образцов березы. При этом температура образцов практически не превышала 100 °С. Скорость нагрева превышала аналогичную при обычном нагреве [1], что также доказывает основную роль внутреннего трения в нагреве образцов.

При воздействии на образцы сосны в наибольшей степени нагревались точки, расположенные вблизи колеблющегося торца ультразвукового излучателя (первая термопара), а в наименьшей степени – точки, расположенные вблизи прижима (третья термопара).

С повышением удельного давления прижима скорость нагрева увеличивалась незначительно.

При воздействии на образцы березы наблюдали аномальные результаты, когда максимальных температур достигали точки в верхней части образцов, т.е. наиболее удаленные от источника энергии, что в наибольшей степени проявлялось при небольшом давлении (см. рис. 2, *г*). При этом для точек, расположенных вблизи колеблющегося торца ультразвукового излучателя соблюдалось правило, когда скорость роста температуры увеличивалась с повышением удельного давления прижима.

При использовании ультразвукового излучателя ПМС-15А-18 [1]время эксперимента ограничивали 12 с, поскольку при большей длительности воздействия (но не более 40 с) практически всегда наблюдали возгорание образцов во внутреннем объеме (без открытого пламени).

При использовании ультразвукового излучателя ПМС-5-18 возгораний образцов не наблюдали. Однако в местах небольших (не более 10 мм длиной) трещин на торцах боковых поверхностей образцов, не контактирующих непосредственно с ультразвуковым излучателем появлялись прижоги. При раскалывании нескольких образцов внутри в некоторых участках (в основном в тех, которые располагались вблизи ультразвукового излучателя) наблюдали аналогичные прижоги.

Можно предположить, что резкий рост температуры и возгорание всегда начинаются в местах наличия трещин, в том числе и внутри образца. Одновременно

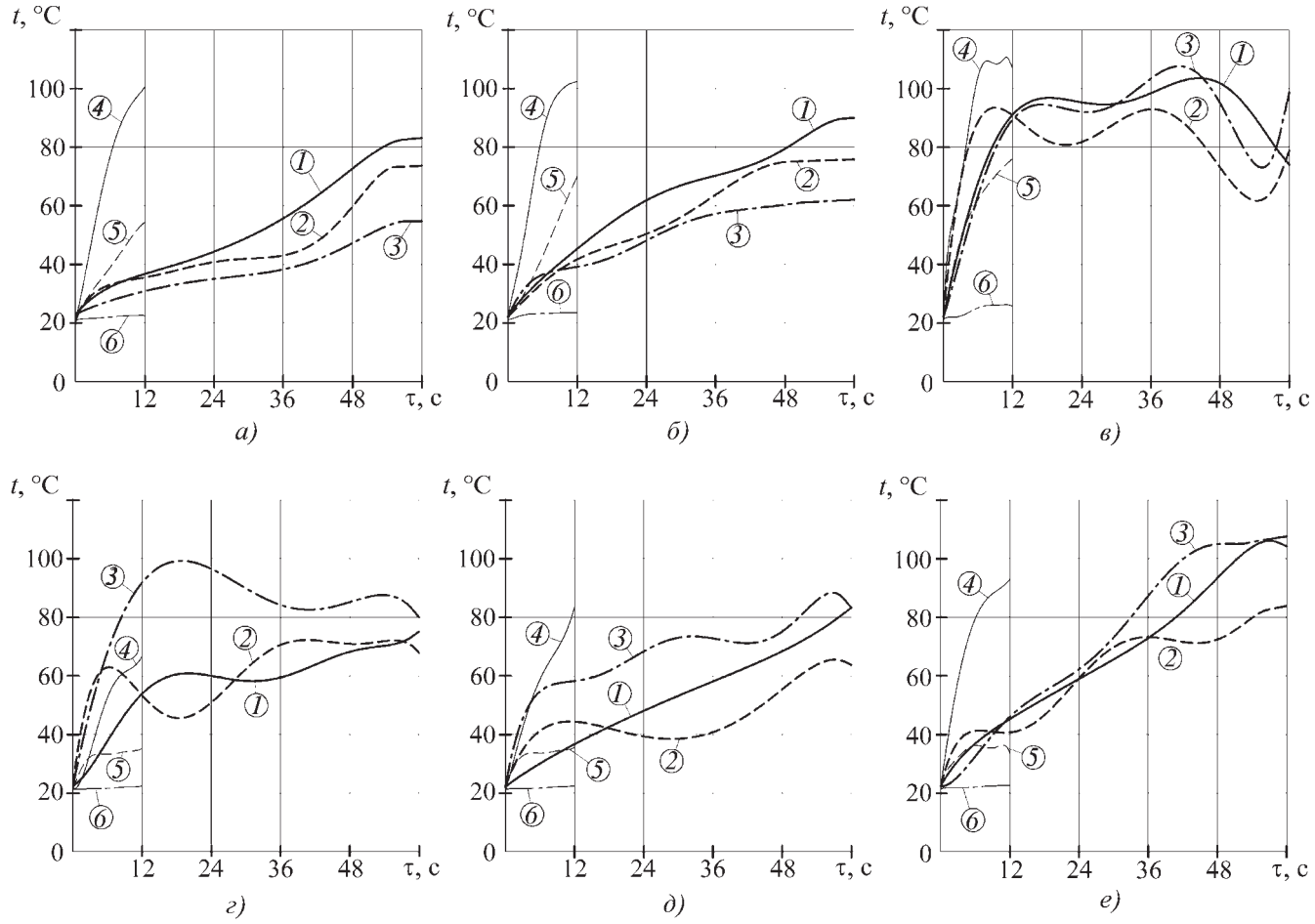

Рис. 2. Зависимости температуры *t* в трех точках образцов сосны (*а–в*) и березы (*г–е*) от времени τ при различных удельных давлениях прижима образца к торцу ультразвукового излучателя:
а, *г* – 0,76 МПа; *б*, *д* – 1,27 МПа; *в*, *е* – 2,23 МПа; *1*, *2*, *3* – нижняя, средняя, верхняя термопара (ПМС-5-18) соответственно; *4*, *5*, *6* – нижняя, средняя, верхняя термопара (ПМС-15А-18) соответственно

с этим наблюдали сильное разрыхление и расслоение волокон, которые непосредственно контактируют с колеблющимся торцем излучателя.

В некоторых экспериментах отмечен экстремально высокий рост температуры даже в точках, удаленных от торца ультразвукового излучателя, что можно объяснить попаданием термопары в зону трещины в образце.

Следовательно, при ультразвуковом воздействии на древесину ключевую роль играют процессы, происходящие в зоне, расположенной вблизи колеблющегося торца ультразвукового излучателя. Интенсивное воздействие способствует появлению и росту трещин в этой зоне, быстрому затуханию ультразвуковой волны (поскольку волновое сопротивление древесины значительно больше волнового сопротивления воздуха, то ультразвуковая волна из древесины в воздух не переходит) и существенному разогреву образцов.

При малой интенсивности ультразвуковых колебаний такие трещины в зоне вблизи ультразвукового излучателя не образуются, и ультразвуковая волна распространяется по образцу более равномерно. Однако и эффективность ультразвукового воздействия снижается.

При исследовании ультразвукового воздействия на древесину неправильно проводить большое число экспериментов над одним и тем же образцом, так как будут изменяться условия их протекания при образовании трещин и изменении условий распространения ультразвуковой волны в образце.

Таким образом, для осуществления ультразвукового склеивания заготовок из древесины (особенно многослойных) наиболее эффективным будет применение ультразвуковых колебаний небольшой интенсивности, которые способны распространяться по всей высоте образцов, не вызывая их возгорания.

Для ультразвуковой сушки, вероятно, будет более эффективным какой-либо комбинированный процесс сушки, когда влага в результате нагрева перемещается к внешним слоям образцов, где и будет проис-

ходить ее распыление за счет собственно ультразвуковых колебаний.

Выводы

1. Нагрев древесины при ультразвуковом воздействии обусловлен внутренним трением в образце.

2. Ключевую роль при ультразвуковом воздействии на древесину поперек волокон играют процессы, происходящие в зоне, расположенной вблизи колеблющегося торца ультразвукового излучателя. Образование в этой зоне трещин при интенсивном ультразвуковом воздействии приводит к затуханию ультразвуковой волны и возгоранию образцов. При ультразвуковых колебаниях малой интенсивности таких явлений не наблюдается.

3. Снижение интенсивности ультразвуковых колебаний, вводимых в древесину поперек волокон, позволяет обеспечить ее более плавный и равномерный нагрев даже в точках, удаленных от колеблющегося торца ультразвукового излучателя.

4. При небольшой интенсивности ультразвуковых колебаний повышение удельного давления прижима образцов к торцу ультразвукового излучателя увеличивает скорость их нагрева.

5. Образцы сосны нагреваются при ультразвуковом воздействии различной интенсивности поперек волокон в большей степени, чем образцы березы.

6. Полученные результаты можно применять при разработке процессов ультразвуковой сушки древесины, а также технологических процессов, связанных с нагревом древесины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** нагрева заготовок из древесины при ультразвуковом воздействии высокой мощности / С.Г. Адиков, С.А. Кудрявцев, О.В. Кретинин, А.И. Знаменский // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 10. С. 45–48.

2. **Chen P.Y.S., Simpson W.T.** Effects of ultrasonic cavitation on rate of heat propagation and longitudinal permeability of three U.S. hardwoods // Forest products journal. 1992. Vol. 42. № 4. P. 55–58.

Сергей Геннадьевич Адиков, канд. техн. наук,
sergei_adikov@mail.ru;
Олег Васильевич Кретинин, д-р техн. наук;
Олег Владимирович Волков;
Александр Евгеньевич Шевелев

ПЛАНИРУЕТСЯ К ВЫПУСКУ!!!

В издательстве "Машиностроение" во II квартале 2013 г. планируются к выпуску учебные издания:

◈ *Безъязычный В.Ф.* **Основы технологии машиностроения:** учебник для вузов.

◈ **Лабораторные и практические работы по технологии машиностроения:** учебное пособие / В.Ф. Безъязычный, В.В. Непомилуев,А.Н. Семенов и др.; под общ. ред. В.Ф. Безъязычного.

◈ *Кулагин В.В., Кузьмичев В.С.* **Теория, расчет и проектирование авиационных двигателей и энергетических установок:** учебник. 3-е изд., испр. В 2 кн.

Кн. 1. **Основы теории ГТД. Рабочий процесс и термогазодинамический анализ.**

Кн. 2. **Совместная работа узлов выполненного двигателя и его характеристики.**

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 11.03.2013 г. Подписано в печать 00.00.2013 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию предоставляются:

1-й вариант. Распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4), на одной стороне листа) и **обязательно** электронная версия – файл с набором текста (шрифт Times New Roman в Microsoft Word).

2-й вариант. Рукопись высылается по **e-mail:** zpm@mashin.ru

Требования к оформлению статьи

1. Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц текста, напечатанного на белой бумаге (формата А4), на одной стороне листа через полтора-два интервала, 12-м кеглем.

2. Обязательно предоставлять на русском и английском языках:

– фамилии, имена и отчества авторов;
– название статьи;
– аннотацию к статье;
– ключевые слова;
– УДК (можно найти по ссылке http://teacode.com/online/udc/).

Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.

3. Иллюстрации предоставляются в виде отдельных файлов – DOC, CDR, PDF, TIFF, JPEG с максимально возможным разрешением (рекомендуется – 600 dpi).

4. Подписи к иллюстрациям следует предоставлять отдельным списком.

5. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми. Все латинские буквы набирают курсивом, русские и греческие – прямо.

6. В статье рекомендуется указать цель поставленной задачи, пути ее решения и сделать соответствующие выводы.

7. После текста должен идти библиографический список, используемый при написании статьи, который составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется в соответствии с ГОСТ Р 7.0.5–2008 и ГОСТ 7.1.–2003.

8. Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

9. Обязательно должны быть приложены сведения об авторах: фамилия, имя, отчество, ученая степень, место работы (полное название учреждения), должность, адреса и телефоны (домашний и служебный), факс и e-mail.

Плата за публикацию статей не взимается.

Все статьи, поступившие в редакцию, проходят рецензирование.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются.

Адрес редакции журнала: 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Телефон: (499) 268-4719. Факс: (499) 269-4897
E-mail: zpm@mashin.ru

Поздравляем!

Александра Михайловича Дмитриева,

д-ра техн. наук, профессора

с 65-летием

Александр Михайлович Дмитриев родился 30 апреля 1948 г. в Москве.

Окончил с отличием МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" в 1972 г.

Ученая степень кандидата технических наук присуждена Александру Михайловичу в 1976 г., ученая степень доктора технических наук – в 1990 г. Старший научный сотрудник с 1982 г., профессор с 1991 г.

Многие годы своей трудовой деятельности А.М. Дмитриев посвятил МГТУ им. Н.Э. Баумана, работая инженером (1972–1973 гг.), начальником отдела НИИ Конструкционных материалов и технологических процессов (1988–1991 гг.), заведующим кафедрой "Технологии обработки давлением" (1991–2008 гг.). В настоящее время Александр Михайлович работает главным научным сотрудником в МГТУ "Станкин".

А.М. Дмитриев внес вклад в решение проблемы применения холодной штамповки выдавливанием с использованием активных сил трения полых цилиндрических деталей машиностроения из труднодеформируемых материалов. Им созданы специализированные гидравлические прессы, внедренные на промышленных предприятиях.

Александр Михайлович принимал участие в расширении производства деталей машиностроения из порошковых материалов на железной основе. В результате этих работ было разработано и создано специализированное прессовое оборудование.

Он является разработчиком теории расчета процессов холодной штамповки высокоплотных порошковых деталей.

С 1992 г. по настоящее время А.М. Дмитриев занимается вопросами технологической наследственности в производстве деталей из порошковых материалов.

Исследования в области технологической наследственности получили свое развитие при анализе формоизменения листовой алюминиевой заготовки и обоснованы требования к анизотропии свойств листовой заготовки и ее текстуре.

В дальнейшем результаты этих исследований легли в основу разработки рационального процесса производства алюминиевых листов.

А.М. Дмитриев – лауреат премии Ленинского комсомола (1981 г.), премии Минвуза СССР за лучшую научную работу (1986 г.), Государственной премии РФ в области науки и техники (2004 г.), премии им. С.И. Мосина (2005 г.), академик Академии проблем качества РФ (с 1995 г.).

А.М. Дмитриев с 1998 г. работает в экспертном совете по машиностроению ВАК Минобразования РФ, в комиссии РАН по рассмотрению конкурсных работ молодых ученых. Он является заместителем председателя диссертационного совета, членом конкурсного совета РАН по рассмотрению работ молодых ученых.

Александр Михайлович автор 300 печатных научных трудов, в том числе 3 учебников, 7 монографий, 8 учебных пособий, 20 изобретений.

В 1997 г. А.М. Дмитриев был избран членом-корреспондентом РАН по специальности "Машиностроение".

За большой вклад в разработку и создание новых видов специальной техники в 2005 г. А.М. Дмитриев награжден медалью к ордену "За заслуги перед Отечеством" II степени.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Александру Михайловичу крепкого здоровья, благополучия
и новых профессиональных достижений на благо России!