ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ (Кузначно-прассовоа, литайнов и другие производства)

Том 17 № 2 февраль 2019

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Долгополов М.И., Евсюков С.А. Исследование гибки тонкостенных труб с узко-	
зональным градиентным нагревом67	1
Егоров М.С., Егорова Р.В. Пластичность композиционных материалов с определе-	
нием температурных режимов горячей штамповки, исключающих появление дефек-	
тов в структуре материала	3

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Информация

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 – машиностроение и машиноведение; 05.04.00 – энергетическое, металлургическое и химическое машиностроение; 05.16.00 – металлургия и материаловедение и в базу данных Chemical Abstracts

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.

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

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

Зам. главного редактора СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.

БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф. ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф. ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф. ГУН И.Г., д.т.н., проф. ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф. ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф. КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф. КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф. КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц. КОТЕНОК В.И., д.т.н. КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф. КРУК А.Т., д.т.н., проф. КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф. ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц. МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф. МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф. НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф. НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц. ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф. ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф. ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф. СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф. ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф. ФИГУРОВСКИЙ Д.К., к.т.н., доц. ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф. ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф. БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof. ОЛУНД Э., Dr. Ir. TYTMAH T., Dr. Yur.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: СЕРИКОВА Е.А. ОРЛОВА А.В.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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







© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2019

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Press forging, foundry and other productions)

Vol. 17 № 2 February 2019

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Forging and Stamping Production

Rolling and Drawing Production

Lekhov O.S., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Loading and stresses in anvils installation of combined continuous casting and deformation at production of sheets from duralumin73

Physical Metallurgy and New Materials

Information

Muratov V.S., Khamin O.N. Producing of castings and deformed blanks from aluminum	
alloys for surface treatment	4
Petrov P.A., Shpun'kin N.F. 75 years of department " Materials processing by pressure	
and additive technologies" of Moscow Polytechnic University	0

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.00 – mechanical engineering and machine science; 05.04.00 – power, metallurgical and chemical mechanical engineering; 05.16.00 – metallurgy and material science and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2019

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

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

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

Editorial Committee BLANTER M.S. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN I.G. EVSYUKOV S.A. ERSHOV M.Yu. KASATKIN N.I. KIDALOV N.A. KOROTCHENKO A.Yu. KOTENOK V.I. KOSHELEV O.S. KRUK A.T. KUKHAR' V.D. LARIN S.N. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. NURALIEV FA OVCHINNIKOV V.V. POVAROVA K B POLETAEV V A SEMENOV B L TREGUBOV VI FIGUROVSKY D K SHATUL'SKY A.A. SHPUN'KIN N F YAMPOL'SKY V.M. BAST Yu ÖHLUND F TUTMANN T.

This issue prepared with assistance of specialists: SERIKOVA E.A. ORLOVA A.V.

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ∏U № ΦC 77-63952, December 9, 2015.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74.041

В.А. Изотов, Н.А. Родионова, Ю.С. Федулова

(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Определение коэффициента расхода нижней литниковой системы при литье черных сплавов по газифицируемым моделям

Проведены экспериментальные исследования влияния парогазовой фазы, образующейся при термодеструкции полистироловой модели, на процесс заполнения полости литейной формы расплавом при литье стальных сплавов по газифицируемым моделям. Определено значение коэффициента расхода литниковой системы при литье по газифицируемым моделям с нижним подводом расплава.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям; коэффициент расхода литниковой системы; парогазовая фаза; скорость заполнения формы; время заполнения формы.

Experimental studies of the effect of the gas-vapour phase formed at the thermal destruction of polystyrene model on the filling process of the mould cavity with melt at the lost foam casting of steel alloys according are carried out. The gating system flow rate coefficient value at lost foam casting with lower melt supply is determined.

Keywords: lost foam casting; gating system flow rate coefficient; gas-vapour phase; mould filling rate; mould filling time.

Для получения годных отливок необходимо разрабатывать такие технологические процессы, в которых учитывается как можно больше факторов, непосредственно или косвенно влияющих на ход самого процесса получения отливки.

Одной из гидродинамических характеристик, которую необходимо учитывать при проектировании и расчете литниковых систем, является действительная скорость движения потока [1]. При движении расплава в каналах литниковых систем из-за наличия в них различных поворотов, углов, сужений или расширений возникают различные путевые и местные сопротивления, тормозящие движущийся поток. Поэтому, рассчитывая действительную скорость движения потока, необходимо учитывать коэффициент расхода литниковых систем, который учитывает все потери напора в литниковой системе и рабочей полости формы. Следовательно, от правильного выбора данного коэффициента зависит точность расчета действительной скорости потока и в целом литниковой системы.

При литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) в полости формы в момент заливки возникает деструкция пенополистироловой модели с выделением большого количества парогазовой фазы. Часть парогазовой фазы удаляется в результате газопроницаемости формы через стенки образующегося зазора. Так как процесс деструкции модели идет непрерывно до полного замещения модели расплавом, то часть парогазовой фазы постоянно присутствует в зазоре, вызывая противодавление на движущийся поток. При этом чем больше толщина отливки, а соответственно и модели, тем сильнее парогазовая фаза будет действовать на продвигающийся фронт потока, что в некоторых случаях может привести к остановке потока и браку типа "недолив".

Таким образом, при проектировании литниковой системы и расчетах заполняемости полости формы необходимо учитывать данное сопротивление. Однако существующие методики расчета параметров литья по газифицируемым моделям предполагают определение давления парогазовой фазы в зазоре между моделью и расплавом [2], что на практике выполнить очень сложно. Поэтому определение коэффициента расхода литниковой системы при литье по газифицируемым моделям является актуальной задачей.

В расчетах литниковых систем при литье в *песчано-глинистые формы* (ПГФ) используют коэффициент расхода литниковых систем $\mu_{л.с.}$, учитывающий сопротивления в литниковой системе и форме. Коэффициент расхода литниковой системы определяют исходя из местных ξ_{M} и путевых ξ_{Π} потерь [3, 4]. Ввиду малых значений скоростей заполнения полости литейной формы и небольших длинновых размеров литниковых систем при ЛГМ-процессе путевыми потерями можно пренебречь. Следовательно, коэффициент расхода литниковых систем можно вычислить по выражению

$$\mu_{\pi.c} = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum_{M} \xi_{M}}}.$$
 (1)

Ранее авторами [4] для определения коэффициентов расхода литниковых систем для черных сплавов проведены эксперименты по определению коэффициентов местных сопротивлений при прямом истечении жидкости в емкость при различных напорах. Модель литниковой системы устанавливали на стенд и через нее пропускали воду. Напор поддерживался с помощью контрольного отверстия в чаше. Расход через каждый питатель находили экспериментально: фиксировали время истечения 1 л воды через питатель. При проходе потока жидкости через литниковую систему на участках, где действуют местные сопротивления, создалась разность статических давлений перед сопротивлением и после него. Разность давлений регистрировали дифференциальным манометром, а показания манометров фиксировали на фотопленку. По разности показаний определяли коэффициент местного сопротивления при повороте потока из стояка в литниковый ход $\xi_{cт.-л.x}$, коэффициент местного сопротивления при повороте потока из литникового хода в питатель $\xi_{л.х.-пит. 1}$,

коэффициент местного сопротивления при повороте потока из литникового хода во второй питатель $\xi_{л.х.-пит. 2}$.

По результатам экспериментов получены зависимости коэффициентов местных сопротивлений элементов литниковой системы от напора:

$$\xi_{\rm ct.-\pi,x} = 0,063 {\rm H}^{-1,81};$$
 (2)

$$\xi_{\pi.x.-\pi\mu\tau.\ 1} = 0,028 \mathrm{H}^{-1,83}; \tag{3}$$

$$\xi_{\pi.X.-\Pi \mu T. 2} = 0,058 \mathrm{H}^{-1,24}.$$
 (4)

Зависимости (2)—(4) получены для литья в песчано-глинистые формы. Для определения влияния парогазовой фазы на процесс заполнения полости формы при ЛГМ-процессе проведены экспериментальные исследования влияния парогазовой фазы, образующейся при



Рис. 1. Схема экспериментальной отливки типа "пластина" с литниковой системой



Рис. 2. Схема экспериментальной установки

термодеструкции пенополистироловой модели, на движение расплава в литейной форме.

Для этого изготовили две литейные формы из песчано-глинистой смеси и два модельных блока для заливки экспериментальных отливок типа "пластина" методом ЛГМ согласно схеме, представленной на рис. 1. Параметры формы: ширина пластины $B_{пл} = 100$ мм; высота пластины $H_{пл} = 200$ мм; толщина пластины $\delta_{пл} = 10$ мм; длина литникового хода $L_{л.x} = 140$ мм; сечение литникового хода $h_{п.x} \times B_{п.x}$: 20×20 мм; сечение одного питателя $h_{пит} \times b_{пит}$: 10×15 мм; высота стояка $H_{cT} = 320$ мм; диаметр стояка $D_{cT} = 50$ мм. Расчетный напор $H_{p} = 0,25$ м. Литниковая система — нижняя. Формы заливали сталью 35Л. Температура заливки 1853 К.

Чтобы обеспечить схожие условия заливки литейных форм, песчано-глинистые формы подвергали сушке при температуре 175 °С в течение 3 ч.

Для определения времени заполнения литейных форм т устанавливали контрольные вольфрамо-рениевые термопары BP5/20. Температуру измеряли с помощью многоканального измерителя температуры "Автотерм 5.0" (точность измерения 0,3 %). Данные по замеру времени и температуры заполнения передавались на компьютер. Схема экспериментальной установки представлена на рис. 2.

Экспериментальные отливки показаны на рис. 3.

В результате экспериментальных исследований получены графики (рис. 4 и 5), по которым определяли время заполнения литейных форм и скорость движения расплава.





Рис. 3. Экспериментальные отливки, полученные при литье в ПГФ (a) и при ЛГМ (δ)





Рис. 4. Изменение температуры заполнения форм расплавом при литье в ПГФ:

a — пластина № 1; δ — пластина № 2; I — термопара 1, начало заполнения; 2 — термопара 2, окончание заполнения

Как видно из рис. 4 и 5, время заполнения литейной формы при ЛГМ-процессе больше, чем при заливке в ПГФ. Следовательно, на движущийся поток расплава в форме при литье по газифицируемым моделям действует противодавление парогазовой фазы, которое создает дополнительное сопротивление. Для учета этого сопротивления определим его значение, используя методику расчета коэффициентов расхода литниковых систем [5].

По зависимостям (2)—(4) вычислим местные сопротивления на каждом из участков литниковой системы:

$$\begin{aligned} \xi_{\text{CT}.-\pi.x} &= 0,063 \cdot 0,25^{-1,81} = 0,77; \\ \xi_{\pi.x.-\pi\text{MT}.\ 1} &= 0,028 \cdot 0,25^{-1,83} = 0,35; \\ \xi_{\pi.x.-\pi\text{MT}.\ 2} &= 0,058 \cdot 0,25^{-1,24} = 0,32. \end{aligned}$$

Из выражения (1) найдем коэффициент расхода литниковой системы: $\mu_{\rm л.c} = 0,64$. Полученное значение коэффициента расхода соот-



Рис. 5. Изменение температуры заполнения форм расплавом при ЛГМ:

a — пластина № 1; δ — пластина № 2; 1 — термопара 1, начало заполнения; 2 — термопара 2, окончание заполнения

ветствует нижней литниковой системе, включающей стояк, литниковый ход и два питателя одинакового сечения.

Для определения коэффициента расхода литниковой системы при литье по газифицируемым моделям необходимо рассчитать отношение скорости заполнения полости формы при литье по газифицируемым моделям к скорости заполнения полости формы при литье в песчано-глинистые формы:

$$K_{\rm r} = \frac{\omega_{\rm J\Gamma M}}{\omega_{\rm \Pi\Gamma\Phi}}.$$
 (5)

Коэффициент $K_{\rm r}$ позволит учитывать влияние парогазовой фазы на процесс заполнения формы расплавом.

Зная, что скорость можно определить по формуле $\omega = \mu_{\pi.c} \sqrt{2gH_p}$ (где *g* — ускорение свободного падения) [5], выразим из выражения (5) коэффициент $\mu_{\Pi\Gamma M}$:

$$\mu_{\Pi\Gamma M} = K_{\Gamma} \mu_{\pi.c}. \tag{6}$$

Высота пла-	Время заполнения т, с		Скор заполнен	оость ия ω, м/с	Коэффициент	Коэффициент расхода литниковой системы	
стины п _{пл} , м	при ПГФ	при ЛГМ	при ПГФ	при ЛГМ	$\mathbf{\Lambda}_{\Gamma}$	$\mu_{\pi.c}$	$\mu_{\Pi\Gamma M}$
0.2	5	6	0,04	0,033	0,825	0.64	0,528
0,2	6	7	0,033	0,029	0,879	0,04	0,563

Результаты расчета коэффициента расхода илгм

По графикам изменения температуры расплава в полости формы рассчитаем практическую скорость заполнения формы расплавом:

$$\omega = \frac{H_{\Pi\Pi}}{\tau}.$$
 (7)

Результаты расчета коэффициента расхода нижней литниковой системы для литья по газифицируемым моделям $\mu_{ЛГМ}$ приведены в таблице.

Для дальнейших расчетов будем принимать среднее значение коэффициента расхода $\mu_{\rm ЛГM}$ = 0,55 для нижней литниковой системы при литье по газифицируемым моделям стальных сплавов.

Заключение. На движущийся поток расплава в форме при литье по газифицируемым моделям действует противодавление парогазовой фазы, которое создает дополнительное сопротивление при заполнении полости формы расплавом.

Теоретически обосновано и экспериментально установлено значение коэффициента расхода нижней литниковой системы при литье по газифицируемым моделям стальных сплавов.

Определен коэффициент расхода для других видов литниковых систем, которые также широко применяют на производстве при получении стальных отливок (верхняя, вертикально-щелевая, ярусная).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьев В.М.** Литье по выжигаемым моделям: учебное пособие для студентов специальности литейное производство черных и цветных металлов. Хабаровск: Изд-во ХГТУ, 2002. 57 с.

2. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. СПб.: НПО "Профессионал", 2007. 408 с.

3. Васенин В.И. Особенности расчета расхода металла в литниковых системах // Сборник избранных научных трудов преподавателей и сотрудников кафедры "Технология литейного производства". Пермь, 2003. Т. 9.

4. Васенин В.И. Определение коэффициентов сопротивлений при расчете расхода металла в литни-ковой системе // Сборник избранных научных трудов преподавателей и сотрудников кафедры "Технология литейного производства". Пермь, 2003. Т. 9.

5. Изотов В.А., Акутин А.А., Равочкин А.С. Технология литейной формы. Литье в песчаные формы: учебное пособие. Рыбинск: РГАТА имени П.А. Соловьева, 2011. 116 с.

Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук; Наталья Александровна Родионова; Юлия Сергеевна Федулова, канд. техн. наук, yulipyn@mail.ru



А.И. Гусев, Н.А. Козырев, Н.В. Кибко, Р.Е. Крюков, И.В. Осетковский (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Влияние введения вольфрама и хрома на свойства металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Mo—Ni—V—Co

Изучено влияние введения вольфрама и хрома в шихту порошковой наплавочной проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Mo—Ni—V—Co. В лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с использованием порошковых материалов, проведена наплавка под флюсом металлических пластин по оптимальным режимам. Осуществлены вырезка и подготовка образцов для исследований, определены химический состав наплавленного металла, а также содержание водорода. Определены твердость и скорость истирания наплавленного валика. Проведены металлографические исследования наплавленного металла: микроструктуры, величины зерна, загрязненности оксидными неметаллическими включениями. Изучено влияние химического состава и содержания водорода на степень износа и твердость наплавленного металла.

Ключевые слова: сварка; флюс; шлак; порошковая проволока; наплавка; микроструктура; твердость; износостойкость; многофакторный анализ.

The influence of the introduction of tungsten and chromium in the charge of powder surfacing wire of the system Fe-C-Si-Mn-Mo-Ni-V-Co is studied. In the laboratory samples of cored wires are obtained using powdered materials, welding submerged arc of metal plates on the optimal modes is carried out. The cutting and preparation of samples for researches are performed, the chemical composition of the deposited metal, and the hydrogen content are determined. The hardness and speed of abrasion of the weld bead are determined. Metallographic researches of weld metal are performed: microstructure, grain size, contamination of the oxide non-metallic inclusions. The influence of chemical composition and hydrogen content on the degree of wear and the hardness of the deposited metal is studied.

Keywords: welding; flux; slag; cored wire; welding; microstructure; hardness; wear resistance; multivariate analysis.

Механизмы машин горного оборудования, испытывающие абразивное и ударное изнашивание при эксплуатации, преждевременно выходят из строя. Износ их рабочих поверхностей вызывает необходимость в проведении восстановления. Поэтому разработка материалов, значительно повышающих износостойкость таких деталей, и применение технологии их восстановления являются важными задачами.

Наиболее перспективно использование наплавки порошковой проволокой на изнашивающиеся поверхности деталей. Для этих целей в нашей стране и за рубежом ведутся разработка и изготовление специальных наплавочных порошковых проволок [1—11]. Благодаря оптимально подобранному способу легирования наплавленные покрытия обладают высокими значениями твердости, абразивной и ударноабразивной износостойкости.

Широкое распространение для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий получи-

ли наплавочные проволоки систем Fe—C—Si— Mn—Cr—Ni—Mo типа A и B по классификации МИС [12]. В настоящее время порошковые проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo фирмы DRATEC (Германия) марки DT-SG 600 F и порошковые проволоки фирмы ESAB марок OK Tubrodur 15.52, OK Tubrodur 58 O/G M широко применяют в России.

Данная работа продолжает исследования по разработке новых составов порошковых проволок, работающих в условиях абразивного износа в горнорудной промышленности [13—15], в частности изучение влияния использования вольфрама и хрома при изготовлении опытных образцов проволоки системы Fe—C—Si— Mn—Mo—Ni—V—Co на степень износа и твердость наплавленного слоя.

Проволоку изготовляли на лабораторной машине. Диаметр проволоки 5 мм, оболочка выполнена из ленты Ст3. В качестве наполнителя применяли соответствующие порошкообразные материалы: порошок железа ПЖВ1 (ГОСТ 9849—86); порошок ферросилиция ФС75 (ГОСТ 1415—93); порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) (ГОСТ 4755—91); порошок никеля ПНК-1Л5 (ГОСТ 9722—97); порошок ферромолибдена ФМо60 (ГОСТ 4759—91); порошок феррованадия ФВ50У 0,6 (ГОСТ 27130—94); порошок кобальта ПК-1У (ГОСТ 9721—79).

В качестве углеродсодержащего компонента использовали порошок со следующим составом компонентов, % мас.: 21...46,23 Al₂O₃; 18...27 F; 8...15 Na₂O; 0,4...6 K₂O; 0,7...2,3 CaO; 0,5...2,48 Si₂O; 2,1...3,27 Fe₂O₃; 12,5...30,2 C_{общ}; 0,07...0,9 MnO; 0,06...0,9 MgO; 0,09...0,19 S; 0,1...0,18 P.

Наплавку изготовленной проволокой проводили под флюсом AH-26C на пластины из стали CT3 в шесть слоев (для исключения перемешивания наплавляемого металла с подложкой) с помощью сварочного трактора ASAW-1250 с режимом наплавки: I = 450 A; U = 30 B; v = 10 см/мин. Далее пластины разрезали на соответствующие образцы для испытаний.

Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли по ГОСТ 10543—98 рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Химический состав наплавленных слоев с использованием порошковых проволок приведен в табл. 1.

Твердость изучаемых образцов измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ. Испытания на износостойкость проводили на машине 2070 СМТ-1 на режимах: нагрузка 30 мА; частота вращения 20 мин⁻¹. Влияние изменения химического состава на параметры микроструктуры изучали на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100...1000 после травления в спиртовом растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639—82 при увеличении 100, размер игл мартенсита — по ГОСТ 8233—56 при увеличении 1000. Продольные образцы наплавленного слоя исследовали на наличие неметаллических включений в соответствии с ГОСТ 1778—70 при увеличении 100.

Структура образца № 1Г9 (рис. 1, *a*) представляет собой крупноигольчатый мартенсит (балл 7) в первичных зернах аустенита, по границам которых находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ-феррита. Размер игл мартенсита 3...14 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. Величина зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 6 и 7. По телу и границам зерен распределены точечные дисперсные включения.

Структура образца № 2Г10 (рис. 1, δ) — мелкоигольчатый и среднеигольчатый мартенсит (балл 4, 5) в первичных зернах аустенита, по границам которых находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ -феррита. Размер игл мартенсита 3...6 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. Величина зерна аустенита по шкале зернистости № 6 и 7. По телу и границам зерен распределены точечные дисперсные включения.

Структура образца № 3Г11 (рис. 1, *в*) представляет собой крупноигольчатый мартенсит

Номер образца	С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	В	v	Со	W	Al	Cu	Ti	S	Р
1Г9	0,19	0,77	0,61	4,17	0,34	0,38	0,01	0,02	0,05	0,002	0,01	0,07	0,02	0,054	0,024
2Γ10	0,19	0,63	0,65	4,06	0,3	0,38	0,01	0,03	0,06	0,001	0,01	0,08	0,03	0,056	0,019
3Г11	0,2	0,59	0,61	4,12	0,3	0,38	0,01	0,02	0,12	0,001	0,02	0,06	0,04	0,049	0,019
4Γ12	0,2	0,64	0,6	4,03	0,3	0,39	0,01	0,03	0,2	0,002	0,01	0,08	0,03	0,058	0,021
5Г13	0,2	0,59	0,56	0,01	0,3	0,33	0,01	0,01	0,05	7,74	0,01	0,1	0,02	0,072	0,017
6Г14	0,2	0,55	0,49	0,01	0,26	0,34	0,01	0,01	0,07	7,42	0,02	0,09	0,02	0,048	0,014
7Г15	0,2	0,58	0,52	0,01	0,28	0,34	0,01	0,01	0,07	7,55	0,05	0,09	0,03	0,038	0,014
8Г16	0,21	0,55	0,52	0,01	0,27	0,35	0,01	0,02	0,06	7,65	0,05	0,08	0,02	0,036	0,017

1. Химический состав наплавленного металла, % мас.





Рис. 1. Микроструктуры исследуемых образцов (×500): $a - № 1Г9; \ \delta - № 2Г10; \ s - № 3Г11; \ c - № 4Г12; \ \partial - № 5Г13; \ e - № 6Г14; \ ж - № 7Г15; \ s - № 8Г16$

(балл 7), формирующийся внутри четко выраженных границ первичного аустенитного зерна. По границам первичных зерен аустенита находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ-феррита. Размер игл мартенсита 8...12 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. Величина зерна аустенита по шкале зернистости № 6 и 7. По границам и телу зерен распределены точечные дисперсные включения.

Структура образца № 4Г12 (рис. 1, *г*) — крупноигольчатый мартенсит (балл 7) в первичных зернах аустенита, по границам которых на-

ходятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ-феррита. Размер игл мартенсита 3...11 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. Величина зерна аустенита по шкале зернистости № 7, 6. По границам и телу зерен распределены точечные дисперсные включения.

В структуре образца № 5Г13 (рис. 1, *д*) наблюдаются феррит и перлит. Величина бывшего зерна аустенита по шкале зернистости № 5, 6. По телу зерен и по ферриту распределены точечные включения.

Образец № 6Г14 (рис. 1, *e*) имеет ферритоперлитную структуру. Величина бывшего

Полгая	Загрязненность немета включениями,	изненность неметаллическими включениями, балл		Desirer und	(11)		Износ	
образца	Силикаты недеформирующиеся (хрупкие)	Оксиды точечные	зерна аустенита, балл	Размер игл мартенсита, мкм	[п], см ³ /100 г	HRC	образцов, г/об.	
1Г9	16, 2a	1a	7	314	2,4	44,5	0,000071	
2Γ10	26, 16, 2a, 3a	1a, 2a	1a, 2a	67	36	1,7	43	0,000039
3Г11	16, 26, 2a, 3a			0, 7	812	1,9	46	0,000044
4Γ12	16, 26, 3a		7, 6	311	2,0	30	0,000073	
5Г13	16, 26, 2, 5a		5, 6	—	1,8	22	0,000206	
6Г14	16, 26, 46	la	6	—	2,0	25	0,000048	
7Г15	16, 26, 36		5	_	1,7	21	0,000039	
8Г16	26, 46	1a, 2a	6	_	1,9	25	0,000036	

2. Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

зерна аустенита по шкале зернистости № 6. По телу зерен и по ферриту распределены точечные включения.

В структуре образца № 7Г15 (рис. 1, *ж*) наблюдаются феррит и перлит. Величина бывшего зерна аустенита по шкале зернистости № 5. По телу зерен и по ферриту распределены точечные включения.

Образец № 8Г16 (рис. 1, *з*) имеет ферритоперлитную структуру. Величина бывшего зерна аустенита по шкале зернистости № 6. По телу зерен и по ферриту распределены точечные включения.

Проведенная оценка уровня загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями выявила присутствие оксидных неметаллических включений, в частности силикатов недеформирующихся и оксидов точечных (табл. 2). Содержание водорода [H] в исследуемых образцах, их твердость HRC и износостойкость приведены в табл. 2.

Показано, что на износостойкость оказывает влияние величина бывшего зерна аустенита. Как известно, чем мельче величина зерна, тем выше сопротивление хрупкому разрушению. Образцы № 1Г9—4Г12 имеют меньший размер бывшего зерна аустенита (№ 6, 7), чем образцы № 5Г13—8Г16 (величина бывшего зерна аустенита № 5, 6). Износостойкость образцов № 1Г9—4Г12, имеющих мартенситную структуру, выше по сравнению с образцами с феррито-перлитной структурой.

Выводы

1. Введение в систему Fe—C—Si—Mn—Mo— Ni—V—Co хрома приводит к формированию в наплавленном слое мартенсита (балл 4, 5) в первичных зернах аустенита, по границам которых находятся незамкнутые тонкие прослойки δ-феррита, что обеспечивает твердость и износостойкость, достаточные для эксплуатации деталей, работающих в условиях абразивного износа.

2. Введение в систему Fe—C—Si—Mn—Mo— Ni—V—Со вольфрама взамен хрома приводит к формированию в наплавленном слое феррито-перлитной структуры, которая обладает меньшей твердостью по сравнению с мартенситной. Образовавшиеся карбиды вольфрама не могут в полной мере обеспечить износостойкость из-за низкого сцепления с матрицей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F.** Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // Wear Journal. 2008. Vol. 265. P. 772–779.

2. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrase deposits against abrasion // Weld International. 2009. Vol. 23. P. 706–716.

3. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. / Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. // Materials Processing Technology. 2005. Vol. 164–165. P. 1056–1061. 4. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys // Welding. 2010. Vol. 89. P. 133-139.

5. **Metlitskii V.A.** Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron // Welding International. 2008. Vol. 22. P. 796-800.

6. **Kejžar R. & Grum J.** Hardfacing of Wear-Resistant Deposits by MAG Welding with a Flux-Cored Wire Having Graphite in Its Filling // Welding International. 2005. Vol. 20. P. 961–976.

7. **Poletaev Y.V., Zubchenko A.S.** Structure and properties of welded joints in chromium-manganese steels // Welding International. 1988. Vol. 2. P. 452–455.

8. **Barker K.C., Ball A.** Synergistic abrasive-corrosive wear of chromium containing steels // British Corrosion Journal. 1989. Vol. 24. P. 222–228.

9. El-Mahallawi I., Abdel-karim R., Naguib A. Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel // Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. P. 1385–1390.

10. **Multilayer** Submerged Arc Surfacing With High Chromium Iron Alloy / S. Mizoguchi, T. Tanigaki, M. Tokura, H. Koike, H. Nishimura // Surfaced Engineering. 1987. Vol. 3. P. 313–320.

11. **Molinari A., Straffelini G., Campestrini P.** Influence of microstructure on impact and wear behaviour of sintered Cr and Mo steel // Powder metallurgy. 1999. Vol. 42. P. 235–241.

12. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б.Е. Патона. М.: Металлургия, 1974. 768 с.

13. Гусев А.И., Осетковский И.В. Изучение свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы С—Мп—Si—Cr—V—Мо—Со // Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении: сб. тр. VII Всероссийской науч.-практической конф. для студентов и учащейся молодежи. В 2 т. Т. 1. Юргинский технологический институт. Томск: Изд-во Томского политехнического ун-та, 2016. С. 91—94.

14. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF / A.I. Gusev, N.V. Kibko, N.A. Kozyrev, M.V. Popova, I.V. Osetkovsky // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012033. P. 1–9. DOI: 10.1088/1757-899X/150/1/012033.

15. Структура и свойства наплавленных слоев, полученных с применением порошковых проволок 40ГМФР и 40Х3Г2МФ / Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр. Вып. 36. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2016. С. 174—181.

Александр Игоревич Гусев; Николай Анатольевич Козырев, д-р техн. наук, Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru; Наталья Валерьевна Кибко, канд. техн. наук; Роман Евгеньевич Крюков, канд. техн. наук; Иван Васильевич Осетковский



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

ПРОИЗВОЙСТВО

УДК 621.77.01

М.И. Долгополов, С.А. Евсюков (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Исследование гибки тонкостенных труб с узкозональным градиентным нагревом

Предложена конечно-элементная модель гибки тонкостенных труб с узкозональным индукционным нагревом, выполненная в среде ANSYS и позволяющая определять утонение стенки в зависимости от радиуса гиба, свойств материала и распределения температуры нагрева по сечению трубы. Основными особенностями представленной модели являются параметризация и высокая скорость расчета в результате моделирования деформирования материала только в зоне нагрева.

Ключевые слова: гибка; индукционный нагрев; градиентный нагрев; утонение.

The finite element ANSYS model of thin-walled tubes bending with induction narrow-zoned heating is suggested. It can be used to determine wall thinning depends on bend radius, material properties and heating temperature distribution. The main features of the model are parametrization and high calculating speed, which reaches by modelling of material deformation only in the heating area.

Keywords: bending; induction heating; gradient heating; thinning.

Введение. Гибку тонкостенных труб с узкозональным индукционным нагревом широко применяют для изготовления трубопроводов агрегатов ракетно-космической техники. При этом наиболее распространенным дефектом является чрезмерное утонение стенки трубы в процессе гибки [1]. Одним из наиболее перспективных методов борьбы с этим дефектом является гибка с градиентным нагревом. При использовании данной технологии температуру нагрева зоны сжатия увеличивают, а зоны растяжения — уменьшают, в результате чего нейтральная линия смещается в сторону зоны растяжения, а утонение стенки уменьшается [2].

В настоящее время для определения утонения при гибке с узкозональным нагревом широко применяют моделирование методом конечных элементов (МКЭ). Однако существующие модели [3, 4], как правило, требуют больших вычислительных мощностей и имеют невысокую точность, так как моделируется процесс гибки целиком, включающий оснастку и сложный процесс нагрева и охлаждения материала. Предложен другой подход к анализу процесса гибки, основанный на том, что при гибке материал трубы деформируется только в узкой нагретой зоне, а геометрия будущего трубопровода формируется в момент охлаждения трубы. Таким образом, целесообразно сосредоточиться только на формоизменении нагретой части трубы. Благодаря этому можно отказаться от моделирования элементов оснастки, холодной части трубы, а также сложного процесса охлаждения трубы, и тем самым значительно повысить скорость расчетов.

Моделирование проводилось в среде Ansys Workbench для метода гибки с поворотным рычагом — технологии, наиболее часто применяющейся для изготовления тонкостенных трубопроводов. Моделировалась гибка трубы типоразмером 36×2 мм из коррозионно-стойкой стали AISI 321 (аналог 08Х18Н10Т), так как для данной стали известны данные о свойствах при повышенных температурах [5]. Ширина зоны нагрева принята равной 4 мм.

Расчетная модель и граничные условия. Рассмотрим начальный момент гибки (рис. 1).



Рис. 1. Схема деформирования материала при гибке поворотным рычагом (зона нагрева заштрихована):

a — начальный момент;
б — гибка в процессе деформирования;
 s — расчетная схема

На изгибаемую трубу действует продольная сила, проталкивающая изгибаемую трубу вперед. При этом часть трубы (зона 2), проталкиваясь вперед, перемещается в зону действия индуктора и, нагреваясь, деформируется за счет поворота рычага, в результате чего граничное сечение *cd* поворачивается относительно сечения *ab*. Деформации увеличиваются, пока сечение *cd* не достигнет зоны охлаждения, а угол поворота сечения *cd* — максимального значения, определяемого радиусом гиба и шириной зоны нагрева.

Одновременно с деформированием зоны 2 материал из зоны 3 выходит из зоны нагрева и, охлаждаясь, формирует вместе с холодной зоной 4 переходный участок. После окончания деформирования зоны 2 материал зоны 1 начинает поступать в зону нагрева и деформироваться аналогично деформациям зоны 2. Материал зоны 2 при этом выходит из зоны нагрева и, охлаждаясь, формирует участок основной геометрии изогнутой трубы между зонами 2 и 3, протяженность которого увеличивается с повышением угла гибки. Утонение стенки трубы на основном участке определяется деформациями сечения cd и не изменяется при увеличении угла гибки, что было подтверждено экспериментально ниже. Таким образом, для определения утонения готового трубопровода на основном участке гибки достаточно промоделировать деформирование участка трубы длиной, равной ширине зоны нагрева, соответствующего зоне 2 (см. рис. 1, в).

Действие поворотного рычага может быть смоделировано плоскостью, прикрепленной к одному торцу трубы, а для моделирования действия направляющей фильеры противоположный торец должен быть закреплен от поперечных перемещений, что не позволит учесть процесс овализации поперечного сечения трубы. Это допустимо, так как при гибке с узкозональным нагревом овализация не превышает 5 % [1].

Деформирование происходит путем задания перемещения (*Displacement*) левому торцу трубы на величину, равную длине моделируемого участка. При перемещении трубы плоскость с закрепленным на ней правым торцом трубы поворачива-

ется, деформируя трубу. Радиус гиба устанавливается изменением расстояния от оси поворота плоскости до центра трубы. Для моделирования действия направляющей фильеры узлам сетки, которые лежат в центре стенки левого торца трубы, запрещаются поперечные перемещения.

Сетка конечных элементов цилиндра состоит из объемных 20-узловых элементов SOLID186 размером 0,5 мм (4 элемента по толщине стенки). Плоскость, моделирующая поворотный рычаг, является жесткой оболочкой толщиной 1 мм.

Распределение температуры нагрева по сечению установлено соответствующим граничным условием (*Thermal Condition*).

Для задания свойств пластичности материала использована линейная аппроксимация кривой упрочнения 1-го рода (*Bilinear Isotropic Hardening*):

$$\sigma = \sigma_{0,2} + \sigma_{\rm B}\varepsilon,$$

где $\sigma_{\rm B}$ — предел прочности; $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести.

Свойства стали AISI 321 для моделирования задавались в табличном виде (см. таблицу), согласно данным, приведенным в [5].

Свойства стали AISI 321 при повышенных температурах

Параматр		-	Гемпера	тура, °C	2	
Параметр	260	371	482	593	704	816
σ _{0,2} , МПа	170	157	144	130	113	92
σ _в , МПа	431	414	389	340	262	159

Расчет при постоянной температуре нагрева. Для более полного понимания процессов, происходящих при гибке, а также верификации разработанной модели, было проведено моделирование гибки при постоянной температуре нагрева. Температура нагрева установлена равной средней между двумя максимальными табличными значениями (см. таблицу): 758 °С. Для удобства расчетов введем следующие величины.

Относительный радиус гиба:

$$\overline{R} = R/D$$
,

где *R* — радиус гиба по средней линии; *D* — средний диаметр трубы.

Относительное утонение:

 $\delta = \Delta S / S,$

где S — исходная толщина стенки трубы; ΔS — изменение толщины стенки.

В результате моделирования получаем следующий вид деформированного продольного сечения моделируемой трубы (рис. 2, см. обложку).

Изменение толщины стенки определяли как разницу перемещений точек, находящихся на внешнем и внутреннем диаметрах моделируемой трубы. Штатными средствами Ansys Workbench созданная геометрия была параметризована, что позволило в автоматическом режиме провести расчет утонения при





1 — результаты расчета; *2* — аппроксимирующая функция

различных радиусах гиба, а также определить аппроксимирующую функцию (рис. 3).

Аппроксимирующая функция относительного утонения с точностью до 99,7 % для приведенных исходных данных имеет следующий вид:

$$\delta = 0,0115\overline{R}^2 - 0,1174\overline{R} + 0,413.$$

Расчет при градиентном нагреве. Распределение температуры, а следовательно, и напряжения текучести в реальном технологическом процессе зависят от многих факторов и, как правило, неизвестны. Для выявления общих закономерностей были проведены расчеты для различных вариантов распределения температуры нагрева, выбранных произвольно: линейного, степенного с показателем степени 3 и степенного с показателем степени 7.

Температура нагрева зоны растяжения и сжатия принята равной двум максимальным табличным значениям (см. таблицу): 704 и 816 °С соответственно. Функции распределения температуры для этих случаев имеют следующий вид:

$$T_1(x) = (704 + 816)/2 + (816 - 704)/36x;$$

$$T_2(x) = 704 + (816 - 704)/2^3(x/18 + 1)^3;$$

$$T_3(x) = 704 + (816 - 704)/2^7(x/18 + 1)^7.$$

где *x* — расстояние до центра трубы.

Результаты расчетов утонения для выбранных функций распределения температуры по сравнению с гибкой при постоянной температуре нагрева представлены на рис. 4.

Проанализируем полученное решение. Для этого введем следующие величины: относительное уменьшение утонения $\Delta\delta$ и коэффициент градиента напряжений K_{α} .

Относительное уменьшение утонения показывает, насколько снизилось утонение при применении градиентного нагрева по сравнению с гибкой при постоянной температуре нагрева, т.е. эффективность данного метода:

$$\Delta \delta = (\delta - \delta')/\delta,$$

где δ — утонение при гибке с постоянной температурой нагрева; δ' — утонение при гибке с градиентным нагревом.

Коэффициент градиента напряжений равен отношению напряжений текучести зоны сжа-



Рис. 4. Относительное утонение δ в зависимости от относительного радиуса гиба \overline{R} :

1, 2, 3 — результаты расчета для функций $T_1(x)$, $T_2(x)$, $T_3(x)$ соответственно; 4 — результат расчета для постоянной температуры нагрева

тия к напряжениям текучести зоны растяжения:

$$K_{\sigma} = \sigma'_s / \sigma''_s,$$

где σ'_s — минимальное напряжение текучести материала в зоне сжатия; σ''_s — максимальное напряжение текучести материала в зоне растяжения.

Для определения $\Delta\delta$ от K_{σ} было проведено моделирование при температуре нагрева зоны сжатия 816 °С и различных температурах зоны растяжения: 704; 593 и 482 °С. В результате получены следующие графики (рис. 5).

Как можно видеть из рис. 5, относительное уменьшение утонения с точностью до 10 % не зависит от радиуса гиба (см. рис. 5, *a*), а зависи-



Рис. 5. Относительное уменьшение утонения $\Delta \delta$ в зависимости от относительного радиуса гиба \overline{R} (*a*) и коэффициента градиента напряжений $K_{\sigma}(\delta)$: 1, 3, 5 — результаты расчета для функций $T_1(x)$, $T_2(x)$, $T_3(x)$ соответственно; 2, 4, 6 — аппроксимирующие функции

мость относительного уменьшения утонения от коэффициента градиента напряжений с точностью до 7,5 % является линейной (см. рис. 5, δ). Тогда для практических расчетов можно принять следующее выражение для определения относительного уменьшения утонения:

$$\Delta \delta = K_f (1 - K_{\sigma}),$$

где K_f — коэффициент, характеризирующий форму функции распределения напряжений текучести.

Для выбранных функций $T_1(x)$, $T_2(x)$, $T_3(x)$ по результатам моделирования значения K_f составляют 0,6; 0,45 и 0,3 соответственно.

Результаты экспериментов. Эксперименты по гибке труб проводили на станке для гибки с узкозональным индукционным нагревом мод. СГИН-120 [6] (рис. 6, *a*). Использовали тонкостенные трубы диаметром 36 мм и толщиной стенки 2 мм.

Эксперименты по гибке с постоянной температурой нагрева выполняли для труб из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н9Т (рис. 7). Установлено, что моделирование дает завышенные значения утонения на 15 %, что однако позволяет использовать результаты моделирования при практических расчетах. Завышение значений утонения можно объяснить отсутствием овализации поперечного сечения при учете действия поперечной силы.

Эксперименты по гибке с градиентным нагревом проводили для труб из коррозионностойкой стали ВНС16. Прямой замер толщины стенки разрезанной согнутой трубы в пяти точках показал, что утонение с точностью до

94 % не зависит от угла гиба, что свидетельствует о корректности допущений, сделанных при разработке модели (см. рис. 6, δ).

В ходе экспериментов сравнивали утонение стенки трубы при применении градиентного нагрева и при гибке с постоянной температурой нагрева, в результате чего определяли зависимость относительного уменьшения утонения от радиуса гиба. Данные об утонении для различных случаев градиентного нагрева приводит также фирма Yeow Hwa Engineering (Сингапур) [7].



Рис. 6. Эксперименты по гибке труб:

а — станок СГИН-120; *б* — продольный разрез трубы и положение точек измерения толщины стенки

Все данные сведены в единый график (рис. 8): значения относительного уменьшения утонения с точностью до 15 % являются по-



Рис. 7. Утонение стенки трубы при гибке с постоянной температурой нагрева:

1— результаты экспериментов; 2— результаты моделирования



Рис. 8. Относительное уменьшение утонения Δδ:

1, *2*, *3* — по данным Yeow Hwa Engineering для градиента 150, 300 и 450 °C соответственно; *4* — экспериментальные значения стоянными, что подтверждает вывод, сделанный по данным моделирования, о том, что относительное уменьшение утонения мало зависит от радиуса гиба.

Заключение. Созданная конечноэлементная модель процесса гибки тонкостенных труб с узкозональным градиентным нагревом позволяет определять изменение толщины стенки при гибке с постоянной температурой нагрева. Расхождение результатов моделирования с экспе-

риментом не превышает 15 %. При этом установлено, что эффективность применения градиентного нагрева мало зависит от радиуса гиба, а определяется только распределением температуры нагрева по сечению трубы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Долгополов М.И., Корнилов В.А. Методы борьбы с основными дефектами при гибке труб с узкозональным индукционным нагревом // Технология машиностроения. 2016. № 12. С. 15—19.

2. Уменьшение предельного радиуса гиба при гибке с узкозональным индукционным нагревом труб изделий РКТ путем применения градиентного нагрева / М.И. Долгополов, В.А. Корнилов, Д.В. Панов // Технология машиностроения. 2015. № 11. С. 21—24.

3. Collie G.J., Higgins R.J., Black I. Modelling and predicting the deformed geometry of thick-walled pipes subjected to induction bending // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. October 1, 2010. Iss. 4. Vol. 224. P. 177–189. DOI: 10.1243/14644207JMDA314.

4. **Optimum** design of pipe bending based on high-frequency induction heating using dynamic reverse moment / Hyun-Woo Lee et al. // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. December, 2011. Iss. 6. Vol. 12. P. 1051–1058. DOI: 10.1007/s12541-011-0140-6.

5. **High** temperature characteristics of stainless steels. A designer's handbook series № 9004 // Официальный сайт Nickel Institute, 2018.

6. Технология гибки трубопроводов РКТ с применением узкозонального индукционного нагрева / М.Д. Андреев, М.И. Долгополов, В.А. Корнилов // Вестник "НПО "Техномаш". 2018. № 7. С. 74—77.

7. **Pipe** Bending Division // Официальный сайт фирмы Yeow Hwa Engineering. URL: https://web.archive. org/web/20170721132742/http://www.yhepl.com:80/pipe_ bending_division.html (дата обращения 16.11.2018).

Михаил Игоревич Долгополов; Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук, mt6evs@yandex.ru УДК 621.762.1

М.С. Егоров, Р.В. Егорова (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)

Пластичность композиционных материалов с определением температурных режимов горячей штамповки, исключающих появление дефектов в структуре материала

Проведен анализ деформируемости композиционных пористых материалов при горячей штамповке. Исследованы методы определения геометрических параметров заготовок от приложенной энергии, плотности тела, а также температурные режимы горячей штамповки, исключающих появление дефектов в структуре. Приведены оптимальные условия для горячей пластичности композиционного пористого материала и определены ее режимы. Результаты исследований могут быть полезны при написании методики изготовления изделий сложной формы.

Ключевые слова: порошковая металлургия; горячая пластичность; предел текучести; деформация; микроструктура; свободная осадка; трещины.

The analysis of the deformability of the composite porous materials by the hot stamping is performed. Methods of determination of geometrical parameters of blanks from applied energy, the body density, as well as temperature conditions of hot stamping eliminates defects in the structure are studied. The optimal conditions for the hot plasticity of composite porous material are presented and its modes are determined. The results of the researches can be useful when writing of manufacturing method of complex shape products.

Keywords: powder metallurgy; hot ductility; yield strength; deformation; microstructure; free upsetting; cracks.

Введение. При производстве горячештампованных изделий одним из дефектов являются трещины — неисправимый брак, ограничивающий горячую деформацию. При технологической подготовке производства необходимо было определить оптимальную температуру нагрева заготовки под штамповку и способность материала к деформации без разрушения [1].

Изготовление деталей сложной формы методом горячей штамповки из заготовок цилиндрической формы сопровождается развитием бочкообразности на периферийной поверхности.

Осадка спеченных пористых заготовок, как и осадка компактного материала, сопровождается неоднородной по высоте поперечной деформацией. В связи с действием сил трения на контактных поверхностях это приводит к образованию "бочки". Неоднородность деформированного состояния связана с появлением на свободной поверхности заготовки тангенциальных растягивающих напряжений. Если они превышают некоторую критическую степень поперечной деформации, то на боковой поверхности появляются трещины, что приводит к газонасыщению (окислению) внутренних слоев поковки, попаданию в них смазки и ее запрессовке в объем детали при горячей штамповке. Это существенно снижает свойства горячештампованных деталей.

Рассмотрены методы определения зависимости геометрических параметров заготовок от приложенной энергии деформации, плотности тела и температурные зависимости характеристики пластичности $\sigma_{\rm T}$ горячей деформации порошкового материала.

Цель работы — предложить оптимальные условия для горячей пластичности композиционного пористого материала с определением температурных режимов горячей штамповки, исключающих появление дефектов в структуре.

Задачей экспериментального описания процесса уплотнения является установление зависимости между характеристиками используемого оборудования (развиваемое давление, энергия удара) и плотностью получаемых изделий. Реальные условия процесса уплотнения должны при этом находить свое отражение

в принятых математических моделях в виде коэффициентов, эмпирических зависимостей характеристик процесса от различных факторов.

Материалы и методы исследований. Рассмотрены новые порошковые материалы шведской фирмы Höganäs с улучшенными характеристиками деформируемости. Также данные материалы отличаются наличием легированного элемента Мо, который влияет на трещинообразование.

Исследования условий горячей пластичности порошковых образцов, полученных формованием насыпок шведского порошка Astaloy 85 Мо и NC100.24 фирмы Höganäs, были разделены на два этапа.

1. Особенности деформации пористых заготовок плоскими бойками изучали методом свободной осадки образцов с начальным диа-

метром $d_0 = 23,5$ мм и отношением $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2;$

0,3; 0,4; 0,5 (где $h_{\rm K}$ — конечная высота образца после прессования), пористостью $\Pi_0 = 10...30$ % и нагретые до температуры 1100 °C в среде защитного газа аргона в течение 5...10 мин [2]. Предварительное спекание проводили в среде защитного газа аргона при температуре 1100 °C, 1,5 ч.

Фиксированным соотношением $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ дефор-

мацию выполняли до появления первых трещин бочкообразной поверхности, что осуществлялось увеличением для каждых следующих образцов удельной работы деформации W(рис. 1). Трещинообразование исследовали при варьировании величины W с шагом 5 $\text{H}\cdot\text{м/cm}^3$, что обеспечивало возможность фиксации момента появления первых трещин. При этом определяли значения высоты, диаметра и плотности образцов.

2. Образцы для испытаний на одноосное растяжение изготовляли согласно ГОСТ 18227—98 пористостью 10 % с последующим спеканием в среде защитного газа аргона при температуре 1100 °С в течение 1,5 ч.

Скорость деформации составляла 2 мм/мин в интервале температур 900...1050 °С.

Химический состав исходных материалов приведен в табл. 1.



Рис. 1. Зависимости $k_r = f(W)$ и $k_h = f(W)$: $a, e - Astaloy 85 Mo; 6, e - NC100.24; 1 - \frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0.5; 2 - \frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0.4; 3 - \frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0.3;$ $4 - \frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0.2; \Pi_0 = 30 \%$

Марка порошка	Мо	С	0	Н
Astaloy 85 Mo	0,85	0,02	0,09	
NC100.24	_	0,02	_	0,14

1. Химический состав исходных материалов, % мас.

Высокотемпературные испытания образцов на растяжение (до разрыва) проводили на универсальной электромеханической испытательной машине "Инстрон-1185" (100 кН; класс точности — 0,5) при постоянной скорости нагружения на цилиндрических образцах с сечением рабочей части 4 мм и длиной 200 мм (ГОСТ 1497—84). Образцы перед растяжением нагревали в муфельной печи электросопротивления в среде защитного газа аргона до температур испытаний 900...1050 °С с шагом 50 °С, выдерживали при требуемой температуре в течение 15 мин и осуществляли их разрыв.

Температуру каждого образца контролировали по хромель-алюмелевой термопаре.

Результаты исследований и их обсуждение. Продольную деформацию оценивали отношением исходной высоты к конечной k_h , поперечную деформацию — отношением среднего диаметра после осадки к исходному k_r .

Зависимости $k_h = f(W)$ и $k_r = f(W)$ для разных значений отношения $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ (см. рис. 1) по-

казывают, что с уменьшением отношения $\frac{h_{\rm K}}{d_0}$ величина k_h принимает меньшие значения при

одинаковых значениях работы уплотнения. Увеличение затрат этой работы для достижения одинаковой высотной деформации с уменьшением отношения $\frac{h_{\rm K}}{d_0}$ можно объяс-

нить появлением сверхдавлений. Зависимости имеют в основном монотонный характер. Ускоренный рост осадки можно объяснить влиянием высокой начальной пористости, т.е. осадка происходит за счет уплотнения материала.

Полученные экспериментальные зависимости $k_h = f(W)$ и $k_r = f(W)$ свидетельствуют о более интенсивном деформировании в высотном и поперечном направлениях образцов с большими значениями $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$, что связано с уменьшением действия сил контактного тре-

ния при увеличении высоты образца.

К указанным причинам снижения пластической деформации низких образцов следует добавить влияние жестких зон, степень которого зависит от соотношения размеров образцов.

Для низких образцов $\left(\frac{h_{\rm K}}{d_0}=0,2\right)$ эти зоны до-

статочно быстро сближаются друг с другом, что приводит к проработке (уплотнению зон из сердцевины заготовки) уже в начальный момент их деформации к монолитному возрастанию общей средней плотности ρ_{cp} . Следовательно, сближение жестких зон к центру образца вносит определяющий вклад в увеличение средней плотности образцов. Кривая

для $\frac{h_{\rm K}}{d_0} = 0,2$ на графиках имеет только поло-

жительную кривизну, асимптотически приближаясь к $\rho_{cp} = \rho_{MOH}$, где ρ_{MOH} — плотность монолитного железа.

Одинаковые значения ρ_{cp} при изменении k_h для образцов с $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2$; 0,3; 0,4; 0,5 в диапазоне $\rho_{cp} = (5,5...6,0) \cdot 10^3 \, \mathrm{кr/m^3}$ связаны, по-видимому, с некоторой однородной закономерностью их деформации, когда жесткие зоны еще не оказывают заметного расклинивающего влияния на процесс поперечной деформации (рис. 2).

Как известно [1—3], жесткие зоны для порошковых и монолитных образцов являются некоторым "расклинивающим" фактором, вы-



Рис. 2. Зависимости $\rho_{cp}(W^{Tp})$ для образцов $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,3; 0,4;$ 0,5 (1) и $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2$ (2)

давливающим до своего соприкосновения материал из зоны уплотняющейся из сердцевины заготовки. Для осаживаемых порошковых образцов помимо выдавливания материала из зоны в процессе их деформации будет наблюдаться эффект увеличения плотности его центральной части и в целом образца (ρ_{cp}).

Индивидуальные особенности деформации, присущие образцам с $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2; 0,3; 0,4;$ 0,5, будут проявляться при $\rho_{cp} \ge 6,0.10^3 \text{ кг/м}^3$. С уменьшением отношения $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ центральная

зона уплотняющейся из сердцевины заготовки в меньшей степени подвержена выдавливающему действию жестких зон ввиду более интенсивного объемного действия сил контактного трения. Это приводит к более интенсивному уплотнению порошковых образцов, например, при одинаковых высотных или поперечных степенях деформации.

Превалирующим воздействием сил внешнего трения между торцевыми поверхностями заготовки и пуансонов в первом случае большие значения ρ_{cp} соответствуют для образцов с $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2$, чем для образцов $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,3$; 0,4; 0,5

во всем исследованном интервале значений $W^{\text{тр}}$.

На рис. 3 представлены зависимости критических характеристик горячедеформированных образцов, определенных в момент появле-



Рис. 3. Зависимости $W^{\text{тр}}$, $\rho^{\text{тр}}$, $k_h^{\text{тр}}$, $k_r^{\text{тр}}$ от $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ при горячей осадке образцов на основе порошков Astaloy 85 Mo (1, 3, 5, 7) и NC100.24 (2, 4, 6, 8). $\Pi_0 = 30 \% = \text{const}$

ния первых трещин, от соотношения $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$: $W^{\text{тр}}$;

 $\rho^{\text{тр}}; k_h^{\text{тр}}; k_r^{\text{тр}}$. Значения $k_h^{\text{тр}}$ и $k_r^{\text{тр}}$ использовали в качестве критериев деформируемости пористых образцов при их свободной осадке.

Из приведенных данных видно, что с увеличением $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ значения $k_h^{\text{тр}}$ и $k_r^{\text{тр}}$ возрастают, а энергетические затраты на деформацию и $\rho^{\text{тр}}$ уменьшаются.

Для изучения распределения плотности в радиальном направлении образца от периферии к центру проведен послойный замер ρ^{cn} у образцов, осаженных при условии $W = W^{\text{тр}}$.

Результаты представлены в виде графиков $\gamma^{c\pi} = f\left(\frac{d^{c\pi}}{d^{Tp}}\right)$ (рис. 4), где $d^{c\pi}$ — диаметр середины снятого слоя материала; d^{Tp} — максимальный диаметр осаженного образца в момент появления первых трещин. Разрушение образца наступает в том случае, когда его центральная зона, достигнув некоторой предельной плотности ρ_{μ} , начинает деформироваться в поперечном направлении, что на определенном этапе деформации вызовет появление первых дополнительных растягивающих напряжений в периферийной кольцевой зоне осаживаемого образца. Установлено, что для образцов с $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2...0,5\rho_{\mu} = 7,0\cdot10^3 \, {\rm kr/m}^3$.



Рис. 4. Распределение плотности в радиальном направлении образцов, осаженных при $W = W^{\text{тр}} \frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,2$ (1); 0,3 (2); 0,4 (3); 0,5 (4)

Увеличение значений $k_h^{\text{тр}}$ с возрастанием $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ связано с некоторым "запаздыванием" начала интенсивной деформации центральной зоны, которое вызвано необходимостью приобретения нужной к этому моменту ее плотности (см. рис. 3). Это обусловливает аналогичное увеличение $k_h^{\text{тр}}$ при повышении $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$. Кроме того, возрастание $\frac{h_{\kappa}}{d_0}$ способствует уве-

личению вклада в величину $k_r^{\text{тр}}$.

Чтобы заставить сжиматься периферийный объем материала образцов $\frac{h_{\rm K}}{d_0} = 0,2$ в радиаль-

ном направлении под действием деформируемой центральной зоны, необходимы большие значения *W*, чем для образцов $\frac{h_{\kappa}}{d_0} = 0,3; 0,4;$ 0,5, это обусловлено большей склонностью низких образцов к уплотнению, чем к деформации в поперечном направлении.

В соответствии с уменьшающимися значениями $W^{\text{тр}}$ величина $\rho^{\text{тр}}$ также снижается, что согласуется с зависимостью между средней плотностью осаживаемых образцов и удельной работой деформирования (рис. 5).

Экстремум зависимости $k_h(\Pi_0)$ получен ранее в работах [5—8]. Авторами [5] выявлено изменение пластичности материала при определении твердости как момент достижения предела текучести материала под индентором. Под индентором идет уплотнение материала, предел текучести изменяется и в определен-





ный момент наступает равенство предела текучести пределу прочности при разрушении. В исследуемом случае — это осадка, уплотнение в центральной зоне заготовки.

Уменьшение исходной пористости образцов, начиная со значений, обеспечивающих максимумы $k_h^{\text{тр}}$ и $k_r^{\text{тр}}$, также приводит к снижению деформируемости пористых образцов. В этом случае возникновение предельных разрушающих напряжений на более ранних этапах деформации образцов обусловлено ростом предельной деформации к этому моменту центральной зоны, что возможно ввиду достаточной исходной плотности центральной зоны и образца в целом. Уменьшение роли пор, как концентраторов напряжений, нивелируется, по-видимому, увеличением численных значений предельных растягивающих напряжений в периферийной кольцевой зоне образца.

Значения $W^{\text{тр}}$ при уменьшении пористости образцов возрастают, что обусловлено увеличением их сопротивления деформированию. В соответствии с ростом значений $W^{\text{тр}}$ повышается $\rho^{\text{тр}}$ при уменьшении Π_0 . В увеличение значений $\rho^{\text{тр}}$ вносит вклад исходная плотность исследуемых образцов.

Существование максимальных значений $k_h^{\text{тр}}$ и $k_r^{\text{тр}}$ связано с необходимостью значительно изменять плотность центральной зоны и образца в целом, прежде чем она, деформируясь, вызовет предельные растягивающие напряжения. Для случая свободной осадки образцов эти значения плотности центральной зоны возможны ввиду оптимального сочетания прочностных и пластических свойств пористого материала с его способностью уплотняться до разрушения.

Результаты высокотемпературных испытаний на растяжение порошковых материалов Astaloy 85 Мо и NC100.24 приведены на рис. 6 и табл. 2.

Большая разница значений предела прочности и предела текучести материалов на основе порошков Astaloy 85 Мо и NC100.24 наблюдается в области фазового превращения (см. табл. 2).

Видно, что температурная зависимость σ_в имеет немонотонный характер: увеличение начинается с температуры 900 °С. Наилучшие свойства пластичности и прочности при повышенных температурах наблюдаются в диапазоне 930...970 °С.



Рис. 6. Температурные зависимости характеристик прочности (*a*) и пластичности (δ) порошковых материалов Astaloy 85 Mo (*1*) и NC100.24 (*2*)

В работах [6, 9—11] показано, что при нагреве материала выше температуры фазового перехода физические и механические контакты формируются одновременно.

Температурные зависимости характеристик прочности и пластичности порошковых материалов Astaloy 85 Мо и NC100.24 согласуются с данными, полученными в работах [4, 5], для порошковых и компактных материалов. Зависимости предела прочности горячедеформированных порошковых материалов на основе порошка Astaloy 85 Мо от температуры, полученные в результате исследований, смещены в сторону более высоких температур.

При температуре 911 °С железо претерпевает полиморфное превращение. Механические свойства изменяются, так как более высокая жаропрочность γ -железа является следствием более плотной упаковки атомов в решетке, что обусловливает и изменение сил межатомной связи.





Рис. 7. Образцы из порошкового материала Astaloy 85 Мо после испытаний (a) и диаграмма деформации (δ)

Факт перехода известен, но интересными являются не только высокотемпературные исследования материала Astaloy 85 Мо, но и результаты, представленные диаграммой деформации (рис. 7, б). Вследствие неоднород-

T°C	l_0	l_k	<i>P</i> _{0,2}	Рв	σ _{0,2}	$\sigma_{_B}$	s 0%	σ _{0,2}
<i>I</i> , C	М	М	I	ł	Μ	Па	0, 70	$\sigma_{\rm B}$
900	20	21,5	303	336	23	25	7,5	0,92
950	20	21,5	380	435	29	33	7,5	0,88
1000	20	22,0	285	327	22	25	10	0,88
1050	20	22,2	266	281	20	21	11	0,95

2. Протокол испытаний на растяжение цилиндрических образцов на универсальной электромеханической машине "Инстрон-1185"

ности структуры материала на основе порошка Astaloy 85 Мо на рис. 6 площадки текучести нет, но наблюдается зуб текучести, как порог деформируемости, после полиморфного превращения. На диаграммах растяжения исследуемых материалов отсутствует площадка текучести при всех температурах испытаний, следовательно, зона упругости не отделяется от зоны текучести. Это происходит из-за наличия пор в материале и примесей.

Деформационное упрочнение может наступать за счет пластической деформации материалов на основе порошков Astaloy 85 Мо и NC100.24. С увеличением температуры уменьшается сопротивление пластической деформации, предел прочности коррелирует с трещинообразованием.

У материала образцов, разрыв которых проводили при температуре 900 °С, наблюдается хрупкое и квазихрупкое разрушение (см. рис. 7, *a*). Разрыв при более высоких температурах имеет вязкое и квазивязкое разрушение.

Заключение. Максимальные значения временного сопротивления разрыву $\sigma_{\rm B}$ и относительного удлинения δ наблюдаются в интервале температур 930...970 °С. Пиковое значение прочностных и пластических характеристик материала Astaloy 85 Мо соответствует температуре 950 °С. Это нужно учитывать при назначении режимов горячей штамповки.

Таким образом, при изготовлении деталей методом динамического горячего прессования лучшие свойства материала Astaloy 85 Мо будут получены в случае, если образец будет нагрет до температуры 950 °C. Этот температурный режим может не обеспечить требуемую пористость порошкового материала. В этом случае необходимо варьировать начальную пористость порошково-го материала при статическом холодном прессовании и не нужно варьировать температуру динамического горячего прессования, так как эти условия снижают пластические и прочностные характеристики материала Astaloy 85 Мо.

Результаты экспериментальных данных показали, что при работе деформирования $W \ge$ $\ge 150 \text{ H} \cdot \text{м/cm}^3$ на образцах начали появляться дефекты в виде продольных микротрещин. После достижения критической степени осадки (т.е. момента начала бочкообразования) [3, 12] дальнейшая осадка заготовки приводит к поперечному течению уплотненного материала серцевины и появлению в этой области повышенного давления. Уплотнение периферийной части происходит за счет ее осадки и растекания уплотненного материала из центральной части заготовки. Эта зона суживается, однако полное уплотнение практически не может быть достигнуто, поскольку поверхность заготовки разрушается вследствие недостаточной пластичности материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Об отношении твердости к пределу текучести пористого железа / О.В. Бакун, С.А. Новочевкин, Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов // Порошковая металлургия. 1993. № 3. С. 96—99.

2. Егорова Р.В. Структура и свойства порошковых спеченных материалов для горячей штамповки деталей сложной формы: дис.... канд. техн. наук. Ростовна-Дону, 2013. 163 с.

3. **Проблемы** современных материалов и технологий / под ред. В.Н. Анциферова. Пермь, 1995. 196 с.

4. **Trefilov V.I., Milman Yu.V., Gridneva I.V.** Characteristic temperature of deformation of crystalline materials // Cryst. Res. And Techol. 1984. 19. № 3. P. 413–421.

5. **Егорова Р.В., Егоров М.С., Скориков А.В.** Свободная осадка нагретых цилиндрических образцов порошковых материалов ASTALOY 85 MO, DISTALOY HP — 1 фирмы "Höganäs"// Металлург. 2013. № 5. С. 82—86.

6. Robert-Perron E., Blais C., Pelletier S. Tensile properties of sinter hardened poweder metallurgy components machined om their green state // Powder Metallurgy. 2009. Vol. 52. No. 1. P. 80–83.

7. Егорова Р.В., Егоров М.С., Пустовойт В.Н. Упрочнение порошковых материалов при измерении горячей твердости // Упрочняющие технологии и по-крытия. 2018. № 4 (160). С. 157—160.

8. **Марковец М.П.** Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Машиностроение, 1979. 191 с.

9. Мильман Ю.В., Гончарова И.В., Чугунова С.И. К вопросу определения пластичности материалов методом индентирования // Электронная микроскопия и прочность материалов. 2008. № 15. С. 3—10.

10. Егорова Р.В. Микроструктурный анализ поверхности деталей ступенчатой формы // Металлург. 2009. № 6. С. 65—67.

11. Григорьев А.К., Рудской А.И. Деформация и уплотнение порошковых материалов. М.: Металлургия, 2002. 192 с.

12. Егорова Р.В., Егоров М.С. и др. Формирование межчастичного сращивания горячедеформированных порошковых сталей, полученных из легированных порошков // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Т. 15. № 6. С. 277—281.

Максим Сергеевич Егоров, канд. техн. наук, aquavdonsk@mail.ru; Римма Викторовна Егорова, канд. техн. наук ΠΡΟΚΑΤΗΟ-ΒΟΛΟЧΝΛЬΗΟΕ



УДК 669.18:621.746.27

О.С. Лехов, И.В. Лисин, Д.Х. Билалов (Российский государственный профессионально-педагогический университет, г. Екатеринбург)

Нагруженность и напряжения в бойках установки совмешенного процесса непрерывного литья и деформации при получении листов из дюралюминия

Описана схема установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации (УНЛД) для получения листов из дюралюминия. Дана общая постановка задачи определения напряженного состояния системы бойки—полоса при получении листов из сплавов алюминия повышенной прочности на УНЛД. Для оценки нагруженности оборудования УНЛД поставлена и решена задача определения напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации с учетом силы вытягивания сляба из кристаллизатора при получении листов толщиной 3 мм и шириной 2200 мм из дюралюминия Д16. Результаты расчета получены решением задачи механики сплошной среды методом конечных элементов с использованием программного комплекса ANSYS. Приведены закономерности распределения осевых, касательных и контактных напряжений в очаге циклической деформации при получении на УНЛД листов из дюралюминия Д16. Дана оценка схемы напряженного состояния металла в очаге циклической деформации металла с позиции улучшения качества листов из сплавов алюминия повышенной прочности. Поставлена и решена объемная задача определения напряжений от силы обжатия в стенках-бойках установки при получении листов из дюралюминия Д16. В качестве граничных условий на рабочей поверхности стенки-бойка задана сила обжатия при получении листа толщиной 3 мм из дюралюминия Д16. Описана методика построения геометрической модели стенки-бойка. Приведены закономерности распределения осевых и эквивалентных напряжений в бойках от силы обжатия при получении листов из дюралюминия Д16 на УНЛД. Изложены технологические возможности совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для улучшения качества широких листов из сплавов алюминия повышенной прочности.

Ключевые слова: совмещенный процесс; установка; непрерывное литье; деформация; лист; алюминий; стенки-бойки; сборный кристаллизатор; напряжение.

Scheme for the installation of combined continuous casting and deformation (ICCD) process for producing of duralumin sheets is described. The general statement of the problem for determining of the stressed state of the anvil-stripe system at obtaining of sheets from high-strength aluminum alloys on ICCD is given. To assess of the loading of the equipment, the problem of determining of the stress-strain state of the metal in the zone of cyclic deformation is solved, taking into account the pulling force of the slab from mould in the production of sheets of 3 mm thickness and 2200 mm width from D16 duralumin. The results of the calculation are obtained by solving of the problem of continuum mechanics by the finite element method using the ANSYS software. The regularities of the distribution of axial, tangential and contact stresses in the cyclic deformation zone are presented when sheets from D16 duralumin at production on ICCD. The evaluation of the stress state of the metal in the cyclic deformation zone of metal from the position of improving of the quality of sheets from high-strength aluminum alloys is given. The volumetric problem of determining of the stresses from the compression force in the walls-anvils of the installation during the production of sheets from D16 duralumin is solved. As boundary condition on the working surface of the wall-anvil, reduction force is specified for the production of 3 mm thickness sheet from D16 duralumin. Technique for constructing geometric model of wall-anvil is described. The regularities of the distribution of axial and equivalent stresses in anvils from the reduction force in the production of sheets from D16 duralumin on ICCD are presented. The technological capabilities of the combined process of continuous casting and deformation to improve of the quality of wide sheets from high-strength aluminum alloys are described.

Keywords: combined process; installation; continuous casting; deformation; sheet; aluminum; walls-anvils; composite mould; stress.

Одним из путей развития цветной металлургии являются создание и внедрение совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства листовой металлопродукции, что позволит существенно снизить энергоемкость технологических процессов и улучшить качество листов из цветных металлов и сплавов [1—3].

В связи с этим для производства широких листов из сплавов алюминия повышенной прочности можно эффективно применять УНЛД. Процесс получения листа на УНЛД включает в себя образование в неразъемном кристаллизаторе замкнутой оболочки слитка с жидкой фазой расплава, формирование стенками-бойками тонкого сляба за счет изгиба боковых стенок и смыкания широких стенок оболочки, циклическое обжатие бойками сляба и калибровку листа [4—6].

Для оценки возможностей использования УНЛД для получения листов из сплавов алюминия необходимо определить нагруженность и напряженное состояние системы бойки—полоса, что позволит прогнозировать качество листов и стойкость стенок-бойков сборного кристаллизатора УНЛД.

Рассмотрим процесс получения листов из дюралюминия Д16 толщиной 3...16 мм и шириной 2200 мм. Толщина полосы после смыкания широких стенок оболочки с жидкой фазой равна 30 мм, т.е. обжимается тонкий сляб. Степень деформации сляба за один проход при получении листа толщиной 3 мм составляет 90 %. Температура внутренней поверхности оболочки с жидкой фазой 660 °С, наружной поверхности в зоне контакта со стенкой бойком 530 °С. Эксцентриситет эксцентрикового вала 5 мм, его частота вращения 110 мин.

Сопротивление деформации сплавов алюминия в зависимости от температуры, степени и скорости деформации определено по методике, изложенной в работе [7]. Для бойка модуль упругости принят равным 210 ГПа, коэффициент Пуассона 0,3.

Для решения задачи использован метод конечных элементов в плоской постановке и программный комплекс ANSYS [4].

На рис. 1 и 2 приведены эпюры осевых напряжений (*SX*, *SY*), касательных (*SXY*) и контактных напряжений (*CONTPRES*) в очаге циклической деформации при получении листов толщиной 3 мм из дюралюминия Д16.

Максимальные значения напряжений и сил деформации при изготовлении листов толщиной 3...16 мм и шириной 2200 мм из дюралюминия Д16 приведены в таблице.



Рис. 1. Характер осевых напряжений по оси OX(SX), OY(SY) на оси симметрии. Толщина полосы на выходе 3 мм



Рис. 2. Характер осевых напряжений по оси OX (SX), OY (SY), касательных (SXY) и контактных напряжений (CONTPRES) на части линии контакта очага деформации с бойком. Толщина полосы на выходе 3 мм

Параметр	3	начени	ie	
Толщина получаемого л	иста, мм	3	8	16
Максимальное напряже				
по оси ОХ (SX)	по линии 1 по линии 2	-124 -122	-80 -80	-62 -57
по оси <i>ОҮ</i> (<i>SY</i>)	по линии 1 по линии 2	-70 -90	-40 -48	-25 -34
Контактное напряжение CONTPRES, MПа	TO THINK 1	120	70	57
Касательное напряжение <i>SXY</i> , МПа	по линии т	15	20	15
Сила на стенку-боек, кН: горизонтальная вертикальная		1600 19	1320 42	830 45

Значения напряжений и сил деформации при получении листов сечением 3...16×2200 мм



Рис. 3. Характер нагружения стенки-бойка при получении листа из дюралюминия сечением 3×2200 мм

Результаты расчета показали, что в очаге циклической деформации возникают достаточно высокие (до –124 МПа) сжимающие осевые и контактные напряжения. Такая схема напряженного состояния с высокими сжимающими напряжениями будет способствовать достаточной проработке и улучшению структуры металла листов из дюралюминия.

Для оценки стойкости стенок-бойков УНЛД необходимо определить их напряженное состояние от воздействия силы обжатия при получении листов из дюралюминия.

Расчет напряженного состояния стенкибойка от воздействия на него силы обжатия проведен на основе решения объемной задачи теории упругости методом конечных элементов [8, 9]. Для расчета использован пакет ANSYS и построена геометрическая модель стенки-бойка.

В качестве конечного элемента выбран структурный объемный конечный элемент SOLID 185. При создании сетки конечных элементов использован различный размер элементов. По толщине приконтактного слоя стенки-бойка глубиной 5 мм размер элементов принят равным 1 мм, в остальных областях стенки-бойка — 5 мм. В качестве граничных условий на рабочей поверхности стенки-бойка задана сила обжатия при получении листа толщиной 3 мм из дюралюминия Д16.

Положение поверхности, характер и величина давления даны на рис. 3. Поскольку стенка-боек симметрична относительно ее оси, то расчет вели только для ее половины. Нагрузка приложена на поверхностях S_{1-1} и S_{1-2} (см. рис. 3).



Рис. 4. Положение сечений, для которых приведены результаты расчета

Результаты расчета напряженного состояния стенки-бойка приведены в пяти сечениях, показанных на рис. 4.

При этом в каждом сечении напряжения приведены для характерных линий. Для каждой линии показаны осевые напряжения (*SX*, *SY*, *SZ*) вдоль трех координатных осей *X*, *Y*, *Z* соответственно. Для каждой линии приведены также эквивалентные напряжения по Мизесу (*SEQV*). Наиболее интересными являются напряжения на линиях 9, 10 и 17 (рис. 5—8). Эти рисунки характеризуют распределение осевых и эквивалентных напряжений от силы обжатия по высоте стенкибойка и толщине его приконтактного слоя.

В направлении осей X и Y возникают максимальные сжимающие напряжения: -114 и -102 МПа соответственно (см. рис. 6-8). Однако в направлении оси Zосевые напряжения растягивающие и равны 64...66 МПа (см. рис. 6-8).





Рис. 5. Положение линий по высоте стенки-бойка (линия Р_10 находится от линии Р_9 на глубине 5 мм)



Заключение. Поставлена и решена задача определения нагруженности и напряженного состояния системы бойки-полоса при получении листов из дюралюминия на УНЛД. Предлагаемая технология позволяет отливать тонкий сляб и циклически обжимать его в узком температурном интервале и с высокой степенью деформации за проход и с преобладанием высоких сжимающих напряжений в очаге циклической деформации, что позволит существенно повысить качество широких листов из дюралюминия. Установлены закономерности распределения осевых и эквивалентных напряжений от сил обжатия в стенках-бойках УНЛД при получении листов толщиной 3 мм и шириной 2200 мм из дюралюминия Д16. Установлено, что при обжатии полосы на контактной поверхности стенок-бойков сжимающие напряжения максимальны и составляют -114 МПа.





по горизонтальной оси "0"находится на верхней поверхности стенки-бойка, максимальное значение — на нижней поверхности стенки-бойка

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лехов О.С., Комратов Ю.С.** Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2009.

2. Шевакин Ю.Ф., Добкин И.И., Бушев А.В. Технология и оборудование для непрерывных и совмещенных процессов производства проката из меди, медных сплавов, алюминия и титана // Пластическая деформация сталей и сплавов: сб. науч. тр. М.: МИСИС, 1996. С. 378—386.

3. **Biancotti E.** (Fata Huner) A revolutionary approach high speed thin casting // Теория и технология процессов пластической деформации: материалы симпозиума. М.: ГТУ-МИСИС, 1995. С. 184—189.

4. Лехов О.С., Турлаев В.В., Лисин И.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Теория и расчет. Екатеринбург: Изд-во УРФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2014.

5. Установка непрерывного литья и деформации для получения широкого листа из сплавов алюминия повышенной прочности / О.С. Лехов, В.В. Турлаев,

М.Ю. Туев, И.В. Лисин // Производство проката. 2015. № 5. С. 11—13.

6. Способ непрерывного литья заготовок и устройство для его осуществления: пат. 2077407 РФ / О.С. Лехов. Заявл. 15.02.1994; опубл. 20.04.1997.

7. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: справочник. М.: Металлургия, 1983.

8. **Работнов Ю.И.** Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979.

9. Напряженное состояние бойков установки непрерывного литья и деформации при получении листов из стали для сварных труб / О.С. Лехов, М.М. Михалев, Д.Х. Билалов, М.М. Шевелев // Материалы XI Международного конгресса прокатчиков. Магнитогорск: ГК МетПром, 2017. С. 95—100.

> Олег Степанович Лехов, д-р техн. наук, MXLehov38@yandex.ru; Илья Вячеславович Лисин; Дамир Харасович Билалов, канд. техн. наук







СПРАВОЧНИК

технолога-машиностроителя

в 2-х томах

Под ред. А.С. Васильева, А.А. Кутина

Издание 6-е, переработанное и дополненное 2018 г. 1574 с.

В справочнике использованы стандарты, действующие на 1 января 2018 г.

Цена 15 000 руб.

Том 1. Приведены сведения по управлению качеством и точности изготовления деталей машин, рекомендации по выбору заготовок, припуски на механическую обработку, сведения по разработке различных технологических процессов изготовления деталей, по обработке деталей на станках с ЧПУ и агрегатных станках, даны рекомендации по оформлению технической документации.

Том 2. Приведены сведения о металлорежущих станках и инструментах, станочных приспособлениях, режимах резания, методах и средствах измерения, обработке поверхностей пластическим деформированием, электрофизикохимическим методам обработки и технологии сборки. Также дан технико-экономический расчет вариантов технологических процессов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г. под ред. А.Г.Косиловой, Р.К.Мещерякова и др.) переработано и дополнено в соответствии с новыми достижениями технологической науки и практики и действующими стандартами.

Для инженерно-технических работников всех отраслей машиностроения, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



УДК 621.762:669.24:621.7

А.М. Волков, А.А. Шестакова, М.М. Карашаев, М.М. Бакрадзе

МАТЕРИАЛЫ

(ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" ГНЦ РФ, г. Москва)

Влияние давления при горячем изостатическом прессовании на свойства гранулируемого жаропрочного никелевого сплава

Рассмотрено развитие подходов к компактированию жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинного двигателя. Проведено сравнение зарубежного и отечественного опыта. Исследованы структура и механические свойства материала после горячего изостатического прессования (ГИП) при различном уровне давления. Показано, что давление при ГИП необходимо выбирать, основываясь не только на получении беспористого материала, но и для обеспечения требуемой структуры и механических свойств.

Ключевые слова: заготовка диска; гранула; жаропрочный никелевый сплав; горячее изостатическое прессование; микроструктура.

The evolution of approaches to the compaction of Ni-base superalloys for gas turbine engine disks is considered. Comparison of foreign and domestic experience is carried out. The structure and mechanical properties of the material after hot isostatic pressing (HIP) at different pressure are studied. It was shown that HIP pressure should be chosen not only by obtaining of the non-porous compact but with view to the guarantee of the required microstructure and mechanical properties.

Keywords: disk billet; powder; Ni-base superalloy; hot isostatic pressing; microstructure.

газотурбинный Ввеление. Современный двигатель (ГТД) состоит из множества высокотехнологичных узлов и деталей. Диски турбины и компрессора относят к основным деталям, так как их разрушение при работе двигателя может привести к нелокализованному повреждению и возникновению катастрофической ситуации. Механические свойства дисковых материалов, а также эксплуатационные напряжения, действующие в деталях, определяют ресурс горячей части ГТД. Этот показатель может характеризовать надежность двигателя, стоимость жизненного цикла изделия и ряд других важных параметров [1].

Для изготовления наиболее нагруженных дисков последних ступеней компрессора и дисков турбины высокого давления используют жаропрочные сплавы на основе никеля. Применительно к отечественным двигателям, наряду с традиционной технологией производства дисков методом многоступенчатой пластической деформации слитка двойного переплава, применяют технологию металлургии гранул. Последняя основана на использовании гранул плазменного центробежного распыления литых заготовок с последующим рассевом, магнитной и электростатической сепарацией, проведении *горячего изостатичес*кой сепарацией, проведении *горячего изостатичес*кой сепарацией, проведении *горячего изостатичес*кой пластической деформации компакта. Трудоемкость и стоимость заготовок при этом может быть сопоставима или несколько ниже, чем при традиционной деформационной технологии [2].

Для получения однородного и беспористого компактированного материала с полностью рекристаллизованной структурой, лишенной наследственных границ гранул, к процессу ГИП предъявляют особые требования. Основные контролируемые параметры: температура, давление и относительность выдержки. Ключевой характеристикой для назначения температурного режима ГИП является значение сольвуса ү'-фазы. Для обеспечения прохождения всех диффузионных процессов, а также формирования материала, не имеющего остатков литой структуры исходных гранул, данную операцию необходимо проводить вблизи или непосредственно в однофазной области, т.е. при температуре, близкой к сольвусу ү'фазы или превышающей ее. Длительность выдержки определяют исходя из условия полного прогрева детали и завершения диффузионных процессов.

Температуру и время ГИП назначают почти так же, как и при закалке гранулируемых сплавов. Накоплен обширный опыт по высокотемпературной газостатической обработке (ВГО) лопаток из жаропрочных и интерметаллидных сплавов на основе никеля [3—5]. Разработанные подходы по выбору температурных режимов данного процесса могут быть успешно применены и к ГИП гранулируемых дисковых сплавов.

В открытой научно-технической литературе очень мало информации по назначению давления при ГИП применительно к отечественным дисковым сплавам. Данные исследования приведены специалистами ВИЛСа в 1970-х гг., результаты опубликованы в профильных журналах по металлургии гранул, ряде диссертаций, а также в многотомниках "Металлургия гранул". В современных публикациях основной упор сделан на технологическую сторону проблемы [6—8].

Опыт по ВГО лопаток напрямую не может быть использован для назначения давления при ГИП гранул, так как пора заданного предельного размера при известной толщине стенки отливки деформируется принципиально по-другому в сравнении с порошковой заготовкой, уплотняемой в неравномерном температурно-силовом поле внутри капсулы.

Цель работы — обзор работ по ГИП гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов, а также анализ некоторых из устоявшихся положений способов назначения давления при ГИП. Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.2 "Изотермическая деформация на воздухе нового поколения гетерофазных труднодеформируемых жаропрочных сплавов" ("Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года") [9].

Состояние вопроса в СССР. Использование гранул жаропрочных никелевых сплавов для производства дисков ГТД в качестве технологии, альтернативной многоступенчатой деформации слитков, было реализовано в США как минимум на 10 лет раньше, чем в СССР. Первые газостаты были созданы в США для лиффузионной сварки ТВЭЛ в 1955 г., а в 1972 г. на порошковой модификации сплава René 95 стабильно получали высокий комплекс свойств [10]. В 1974 г. на двигателе F100 (Pratt & Whitney, США) для истребителя F-15 уже серийно применяли диски из гранул [11].

В СССР в начале 1970-х гг., как и в настоящее время в России, остро стояла проблема повышения уровня механических свойств лисковых сплавов относительно использовавшихся серийных материалов. Одним из путей ее решения стало производство заготовок дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов. Было установлено, что традиционные подходы порошковой металлургии для данной цели не подходят. Гранулы должны иметь минимальное содержание кислорода и практически идеальную сферическую форму; необходимо проводить специальную физико-механическую обработку порошка; компактирование гранул простым прессованием, в том числе и горячим, не дает положительных результатов и т.д. [12].

К началу работ по данной тематике (1973 г.) в СССР вообще не было газостатов [13]. Наиболее близким методом компактирования было горячее гидростатическое прессование в расплаве стекла. Стекло применяли по ряду причин. Во-первых, его использовали в качестве технологической смазки при горячем прессовании прутков из жаропрочных никелевых сплавов. Во-вторых, при соответствующих температурах процесса, около 1150...1200 °С, оно являлось жидкостью, было негорюче и нетоксично.

На базе действующего оборудования в ВИЛСе и СМК были спроектированы и изготовлены так называемые установки горячего гидростатического прессования, представляющие собой вертикальные гидравлические прессы, на которых компактирование осуществляли в специальной предварительно нагретой оснастке (блоках). Сила пуансона передавалась через расплав стекла, окружавшего капсулу, заполненную гранулами.

На данном оборудовании путем измерения пикнометрической плотности брикетов, исследования их структуры, механических свойств были отработаны температурно-временные и силовые режимы компактирования. В последующем эти гидростаты применяли для серийного производства заготовок дисков из гранул. Несмотря на то что данную технологию на сплавах ЭП741П и ЭП741НП использовали до 1993 г. наравне с ГГП, она имела определенные недостатки, связанные со сложностью оснастки, неравномерностью поля температур и др.

Наработки и опыт, полученные при использовании гидростатов (стеклостатов), были применены и для ГИП капсул с гранулами. Было установлено, что устранение пор проходит не только путем пластической деформации и диффузионной сварки отдельных гранул по площадкам контакта, но и при последующей сфероидизации в режиме диффузионной ползучести.

Приложения давления при компактировании, просто превышающего предел текучести материала при температуре процесса, как это характерно для традиционных процессов порошковой металлургии, недостаточно для получения требуемого уровня свойств материала.

Подходы, разработанные для штамповки дисковых жаропрочных никелевых сплавов, когда силу и скорость деформации выбирают исходя из напряжения течения материала при сжатии, также не могут быть использованы. Например, заготовка, полученная из слитка, в процессе горячей деформации (осадки) находится под давлением менее 100 МПа в течение десятка минут. ГИП же ведут в условиях всестороннего равномерного сжатия при большем уровне напряжений и в течение более длительного времени.

С развитием исследовательских работ и накоплением опыта были установлены и другие особенности технологии ГИП. Гранулы, засыпанные в капсулу, за счет точечного контакта между отдельными частицами имеют очень низкую теплопроводность. Таким образом, при существовавшей в СССР и за рубежом схеме ГИП жаропрочных никелевых сплавов, когда подъем давления осуществляется в результате нагрева аргона в замкнутом пространстве печи газостата [14], капсула деформируется в условиях градиента плотности и температур [15].

Первые исследования проводили на сплаве ЭП741П, имевшем с точки зрения гранульной металлургии неоптимальный химический состав [16]. Использовали гранулы фракции -315+50 мкм. Разработанные подходы применительно к более совершенным сплавам, например, ЭП741НП, ЭП962П, а также при использовании более качественных гранул мелких фракций -140+50 и -100 мкм давали хорошие результаты. Главным варьируемым параметром оставалась температура процесса, которую подбирали, основываясь на температуре сольвус у'-фазы материала. Давление для разных сплавов не изменяли. Гранулы мелких фракций имеют большую площадь поверхности и, следовательно, компактируются активнее, однако при уменьшении размера гранул давление не корректировали.

Зарубежный опыт. Несмотря на то что процесс ГИП и производство заготовок дисков из гранул были освоены за рубежом ранее, чем в СССР, результаты этих исследований не могли быть использованы для отечественной металлургии гранул вследствие различия в технологическом маршруте.

Зарубежная технология предусматривает производство гранул методом газоструйного распыления ("атомайзинг"), ГИП для получения цилиндрических заготовок, горячее прессование (экструзия) компакта на пруток и дальнейшую изотермическую деформацию с применением молибденовых штампов. При этом используют более мелкие гранулы, что является особенностью метода атомайзинг по сравнению с плазменным центробежным распылением литых заготовок. После ГИП получают структуру, в которой допустимы отдельные границы гранул, так как они в дальнейшем будут успешно устранены в процессе горячего прессования (экструзии) и штамповки. Обычно в зарубежной практике давление при ГИП составляет около 100 МПа [11, 17] (табл. 1).

1. Давление при ГИП зарубежных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков

Марка сплава	Фракция гранул, мкм	Режим ГИП	Источник литературы
Astroloy	-180	1200 °С, 3 ч, 103 МПа	[18]
René 95	-104	1120 °С, 1 ч, 103 МПа	[19], [20]
RR1000	-53	1107 °С, 4 ч, 100 МПа	[21]

При разработке отечественной технологии стояла задача устранить дорогостоящую операцию деформации компакта. После ГИП в материале заготовок не допускались скопления границ гранул. Соответственно, консолидация частиц порошка и рекристаллизация полученной структуры должны были проходить в бо́льшей степени, а для обеспечения требуемых показателей жаропрочности необходимо было сформировать зерно размером около 30 мкм. Таким образом, в отечественной практике ГИП капсул с гранулами проводят при давлении в 1,4—1,5 раза выше, чем на аналогичных зарубежных сплавах-аналогах.

Материалы и методы исследований. Задача работы — изучение структуры и свойств жаропрочного никелевого сплава после проведения ГИП в однофазной области с уровнем давления, промежуточным между принятыми значениями в зарубежной (100 МПа) и отечественной практике (140...150 МПа), т.е. при 120 МПа. Для сравнения использовали аналогичный материал после ГИП при стандартном давлении 150 МПа.

Слитки жаропрочного никелевого сплава системы Ni—Co—Cr—W—Al—Mo—Nb—Ti—Ta—Hf—C выплавляли в вакуумной индукционной печи. Разливку расплава проводили в стальные трубы с утеплительной втулкой. Для формирования плотного прутка осуществляли вакуумный дуговой переплав. Литые заготовки под распыление подвергали абразивной и токарной обработке, прецизионному шлифованию.

Гранулы получали на установке УЦР-4 методом плазменной плавки и центробежного распыления литых быстровращающихся заготовок. Для получения фракции —100 мкм проводили рассев на тканых металлических ситах. Полученными гранулами заполняли экспериментальные стальные капсулы диаметром 80 мм и массой засыпки около 2 кг. ГИП осуществляли в однофазной области, используя газостат QIH-16 производства фирмы ASEA (Швеция). Термическую обработку (закалку и ступенчатое старение) проводили в камерных печах сопротивления.

Образцы для микроструктурных исследований подготовляли механической шлифовкой и полировкой на установке фирмы Struers в полуавтоматическом режиме, травление выполняли в реактиве Васильева. Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Olimpus GX-51 и растровом электронном микроскопе Hitachi SU 8010. Испытания на растяжение и длительную прочность проводили на цилиндрических образцах диаметром 5 мм с длиной рабочей части l = 5d в соответствии с ГОСТ 1497 и ГОСТ 10145 соответственно.

Результаты исследований и их обсуждение. После проведения ГИП в однофазной области по двум режимам с разным уровнем давления формоизменение капсул практически не отличалось, степень обжатия/усадки капсулы составила около 15 % (рис. 1).

На рис. 2 приведена зеренная структура материала после ГИП. При давлении в газостате 120 МПа (см. рис. 2, *a*) сформирована структура с размером зерна около 50 мкм. Это несколько выше, чем при давлении 150 МПа: средний размер зерна составил 30 мкм (см. рис. 2, δ).





a — до ГИП;
б — после ГИП при 120 МПа;
 e — после ГИП при 150 МПа



Рис. 2. Зеренная структура материала после ГИП в однофазной области:

а — при 120 МПа; *б* — при 150 МПа

		Время до разрушения ч				
Давление ГИП, МПа	$\sigma_{\scriptscriptstyle B}$	σ _{0,2}	δ	Ψ	при $\sigma = 1118$ МПа	
,	M	Па	%		$_{\rm H} T = 650 {}^{\circ}{\rm C}$	
120	1362	1160	7,0	7,4	14	
120	1357	1158	7,4	7,8	9	
150	1530	1210	10	9,6	134	
130	1570	1210	8,6	10	185	

2. Механические свойства материала после ГИП и термической обработки

Обе исследованные структуры можно считать приемлемыми для материала дисков ГТД — зерно равноосное, рекристаллизованное, границы гранул и крупная пористость отсутствуют. Однако разнозернистость, наблюдаемая при давлении 120 МПа, в дальнейшем может негативно сказаться на стабильности показателей длительной прочности.

Для дополнительной проверки влияния давления при ГИП на структуру материал исследовали методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD). В результате установлено, что при пониженном давлении разориентировка зерен проявляется в меньшей степени (рис. 3, a, см. обложку). При стандартном давлении ГИП такой картины не наблюдается (рис. 3, δ). Учитывая более крупное зерно и меньшую степень его разориентировки, можно предположить, что при пониженном давлении степень проработки структуры хуже, чем при стандартном давлении ГИП.

Окончательное заключение о выборе параметров ГИП целесообразно делать после механических испытаний. Для этого образцы после термической обработки, состоящей из закалки в однофазной области и ступенчатого старения, испытывали на растяжение при комнатной температуре и на длительную прочность при 650 °С (табл. 2).

Из табл. 2 следует, что ГИП при пониженном давлении приводит к значительному снижению всех механических свойств, несмотря на отсутствие пористости и благоприятную форму зерна материала. Уменьшение предела прочности можно считать закономерным, так как связь данной характеристики с размером зерна описывается известным соотношением Холла—Петча. Падение пластичности и длительной прочности при давлении ГИП 120 МПа, напротив, не может быть достоверно сопоставлено с формированием крупнозернистой структуры. Вероятно, уменьшение этих показателей связано с недостаточным прохождением диффузионных процессов и незавершенностью формирования тонкой структуры материала.

Границы исходных гранул не наблюдаются при обоих режимах ГИП. Это может свидетельствовать о том, что данная особенность структуры зависит не только от режима ГИП, но и от сбалансированности химического состава материала, качества гранул и технологии производства.

Для разработки оптимальных режимов ГИП, в том числе и ресурсосберегающих, характеризующихся более низкой энергоемкостью за счет пониженного давления, на новых жаропрочных никелевых сплавах необходима постановка отдельных работ с использованием методик рентгеноструктурного и других видов анализа. Решению этих задач будут посвящены дальнейшие исследования в данном направлении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932—2002. М.: МИСИС — ВИАМ, 2002. С. 23—47.

2. Применение дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов в серийных ГТД авиационной и наземной техники / А.А. Иноземцев, Н.Ф. Аношкин, И.Г. Башкатов, Г.С. Гарибов, А.С. Коряковцев // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 371—376.

3. **Каблов Е.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г.** Механизмы образования пористости в монокристаллических лопатках турбины и кинетика их устранения при горячем изостатическом прессовании // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. C. 117—129.

4. Оспенникова О.Г., Базылева О.А., Евгенов А.Г. и др. Микроструктурные и фазовые превращения в интерметаллидном сплаве на основе Ni₃Al после воздействия термической обработки и горячего изостатического прессования // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. C. 36—43. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-S1-36-43.

5. Влияние горячего изостатического прессования на механические свойства литейных никелевых жаропрочных сплавов / И.Л. Светлов, К.К. Хвацкий, М.А. Горбовец, М.С. Беляев // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 3. С. 10—14. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-10-14.

6. **Гарибов Г.С., Тлюстен Т.Ю.** Газостаты ВИЛСа // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 7. С. 28—32.

7. Козырев Ю.М., Пономарев А.В., Холин Н.Н. Дизайн цилиндрических изделий в процессе горячего изостатического прессования // Дизайн. Теория и практика. 2012. № 9. С. 115—122.

8. Логачев А.В., Логачева А.И. Формирование структуры жаропрочного никелевого сплава НГК-6 в процессе горячего изостатического прессования // Конструкции из композиционных материалов. 2013. № 3 (131). С. 11—14.

9. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3—33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

10. **Conway J.J., Rizzo F.J.** Hot Isostatic Pressing of Metal Powders // ASM Handbook. 1998. Vol. 7. Powder Metal Technologies and Applications. P. 605–620. DOI: 10.1361/asmhba0001556.

11. **Reed R.C.** The Superalloys Fundamentals and Applications. UK, Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.

12. Гарибов Г.С. Современный уровень развития порошковой металлургии жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2000. № 6. С. 58–68.

13. Агеев С.В., Гиршов В.Л. Горячее изостатическое прессование металлических порошков // Металлург. 2015. № 8. С. 18—21.

14. Падалко А.Г. Практика горячего изостатического прессования неорганических материалов. М.: Академкнига, 2007. 267 с.

15. **Net** shape HIP for complex shape PM parts as a cost-efficient industrial technology / V. Samarov, Ch. Barre, E. Khomyakov, R. Haykin // Proceedings of International conference on hot isostatic pressure HIP'05. Paris, 2005. P. 48–52.

16. Волков А.М., Востриков А.В. Бакрадзе М.М. Принципы создания и особенности легирования гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД // Труды ВИАМ. 2016. № 8. Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 30.11.2016 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-2-2.

17. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Пер. с англ. в 2 кн. Кн. 1. Под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

18. **Dreshfield R.L., Miner R.V.** Effects of thermally induced porosity on an as-HIP powder metallurgy superalloy // NASA-T11-79263. USA, Nevada, 1980. 19 p.

19. **Kissinger R.D., Nair S.V., Tien J.K.** Influence of powder particle size distribution and pressure on the kinetics of hot isostatic pressing (HIP) consolidation of P/M superalloy Rene 95 // Superalloys 1984. American Society for Metals. USA. Warrendale. Pennsylvania. 1984. P. 285–294.

20. Borofka J.C., Kissinger R.D., Tien J.K. HIP modeling of superalloy powders // Superalloys 1988. American Society fof Metals. USA. Warrendale. Pennsylvania. 1988. P. 111–120.

21. **Qiu Ch.** Net-shape hot isostatic pressing of a nickel-based powder superalloy: a thesis submitted to The University of Birmingham for the degree of Ph. D. 2010.

Александр Максимович Волков, канд. техн. наук, lab3@viam.ru;

Анна Алексеевна Шестакова;

Мухамед Муаедович Карашаев, канд. техн. наук; Михаил Михайлович Бакрадзе, канд. техн. наук



информация

УДК 621.7+621.785+621.793+621.9+669.715

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

Получение отливок и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов под операции их поверхностной обработки

Показано, что известные режимы литья, обработки давлением и термического упрочнения отливок и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов не обеспечивают необходимых условий для получения качественных поверхностей этих заготовок под операции их поверхностной обработки. Предложены режимы получения и термической обработки этих сплавов, обеспечивающие повышение качества поверхности отливок и деформированных заготовок с позиций параметров, определяющих положительную технологическую наследственность заготовок для операций их поверхностной обработки.

Ключевые слова: литейные алюминиевые сплавы; деформируемые алюминиевые сплавы; технологическая наследственность; качество поверхности; поверхностная обработка.

It is shown that the known modes of casting, plastic working and heat strengthening of castings and deformed blanks from aluminum alloys don't provide necessary parameters of surface quality for surface treatment. The modes of production and heat treatment of alloys providing the better parameters of surface quality of castings and deformed blanks for positive technological heredity for surface treatment are offered.

Keywords: aluminum casting alloys; aluminum wrought alloys; technological heredity; surface quality; surface treatment.

В настоящее время тенденция современного машиностроения направлена на получение изделий с высокими показателями конструкционной прочности как совокупности критериев прочности надежности и долговечности и высокими физико-механическими свойствами поверхности изделий. Такое сочетание свойств может достигаться только при использовании для изготовления разнофункциональных изделий различных по природе методов обработки, что возможно в рамках комплексных технологических процессов.

Комплексный технологический процесс это процесс изготовления изделия, включающий технологические операции, представляющие различные по природе методы получения и обработки материалов, в том числе операции межоперационных перемещений, контроля, очистки и т.п. по ходу технологического процесса, в результате чего получаемое изделие должно обладать заданным уровнем функциональных, эстетических и экологических свойств [1].

Для схематизации типовых вариантов комплексных технологических процессов обработки материалов введем следующие обозначения для структурных элементов и операций этих процессов: С — сырье, материалы (литые, деформированные); Д — деталь-изделие; ОЗП — операции заготовительного производства; Л — операции литейного производства; ОД — операции обработки давлением; ООП операции обработочного производства (обработка резанием); ТО — операции термической обработки; ПОР — операции обработки поверхности резанием; ПФХО — операции обработки поверхности физико-химическими методами. В принятых обозначениях наиболее общий вариант комплексных технологических процессов обработки материалов по принципу маршрутной технологии можно представить как **КТ1** [2]:

$$\begin{array}{c} C \rightarrow O3\Pi \rightarrow TO \rightarrow OO\Pi \rightarrow TO \rightarrow \\ \rightarrow \Pi OP \rightarrow \Pi \Phi XO \rightarrow \mathcal{I} \end{array}$$
(1)

При разработке процессов вида КТ1 необходимо учитывать взаимосвязь каждой предыдущей операции с последующей и их совместное влияние на основные показатели процесса в целом: качество изделия, производительность процесса, себестоимость изделия при регламентированных ресурсах работы оборудования, инструмента и оснастки. Это потребует осуществлять совместную проработку металлургических, технологических и конструктивных факторов для каждой операции комплексного технологического процесса с учетом перечисленных выше показателей. Таким образом, необходимо учитывать металлургическую наследственность (проявление структуры и свойств изначальных шихтовых материалов в структуре и свойствах продуктов каждого из последующих металлургических переделов) и технологическую наследственность (явление переноса свойств объекта из предшествующей технологической операции к последующей) при изготовлении конкретного излелия.

Основные параметры изделий, наследуемые в ходе технологического процесса их изготовления, делятся на две группы: 1) параметры, связанные с геометрией детали (точность, макро- и микрогеометрия поверхностей и т.п.); 2) параметры, связанные с материалом детали (химический состав, механические свойства, напряженно-деформированное состояние и структурно-фазовый состав как всего объема. так и поверхностных слоев и т.п.) [3]. При этом самыми существенными технологическими барьерами для наследования параметров 2-й группы являются операции пластической и термической обработки. Эти операции способны не только устранить отрицательную и усилить положительную наследственность, но и инициировать новый вид технологической наследственности.

С позиций технологической наследственности оценкой качества изделий, в процессе

изготовления которых применяют литье и обработку давлением, являются геометрические параметры поверхности изделий и физикомеханическое и структурно-фазовое состояния поверхностных слоев при нормируемых макропоказателях материала изделий. При этом указанные положительные показатели, достигнутые на стадиях получения отливок и деформированных заготовок, как правило, наследуются дальнейшими операциями обработочного производства (обработка резанием, методы поверхностного упрочнения, высокие технологии и т.п.). Соответственно, получение благоприятного структурно-фазового состава и физико-механического состояния поверхности у отливок и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов с последующей их термической обработкой благоприятным образом влияет на их технологическою наследственность.

В технологическом аспекте в качестве количественных показателей состояния поверхности, как правило, используется один из параметров шероховатости и твердость (микротвердость) поверхности, а равнозначность этих показателей по поверхности заготовок и деталей свидетельствует об однородности их структурно-фазового состава.

Получение отливок и деформируемых заготовок по известным режимам литья, обработки давлением и термического упрочнения приводит к получению заготовок с заметной структурно-фазовой неоднородностью и неравномерностью физико-механических свойств их поверхности, при этом показатели прочности и твердости поверхности не принимают предельных значений (минимальная шероховатость и максимальная твердость), что является важным для проведения операций группы ПОР и особенно группы ПФХО. В этом случае не обеспечиваются необходимые условия для получения качественных поверхностей этих заготовок под операции их поверхностной обработки. В результате возрастают затраты на подготовку поверхности заготовок под операции их поверхностной обработки и зачастую приходится от них отказываться из-за низкого качества и высокой стоимости.

Рассмотрим с этих позиций получение отливок и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов под операции их поверхностной обработки.

Литейные алюминиевые сплавы

Сплавы системы Al—Si. Обобщенный технологический процесс изготовления деталей из сплавов этой системы схематично можно представить как **KT2**:

$$\mathbf{C} \to \mathbf{J} \to \mathbf{OOH} \to \mathbf{\Pi OP} \to \mathbf{\Pi \Phi XO} \to \mathbf{J}$$
 (2)

Отливки из силуминов системы Al-Si будут иметь неблагоприятное состояние поверхности для проведения последующих операций группы ПОР и особенно группы ПФХО. Незначительная твердость поверхности по сравнению с литейными сплавами других систем и наличие ярко выраженной структурно-фазовой неоднородности поверхности из-за участков эвтектики (α-фаза + Si) являются дефектами, которые в дальнейшем наследуются операциями обработочного производства. Отсутствие возможности использования операций термического упрочнения для сплавов этой системы и практическая нецелесообразность пластического деформирования отливок со сложной геометрией исключает эти операции как наиболее эффективные барьеры для передачи отрицательной технологической наследственности последующим операциям обобшенного технологического процесса КТ2. Соответственно, для этих сплавов наиболее целесообразно построение технологического процесса изготовления деталей со схемой КТЗ:

$$\mathbf{C} \to \mathbf{J} \to \mathbf{OOH} \to \mathbf{J} \tag{3}$$

Сплавы систем Al—Si—Cu и Al—Cu. Отливки из сплавов этих систем упрочняются операциями термической обработки и технологический процесс изготовления деталей **КТ4** имеет следующую структуру:

$$\begin{array}{l} \mathbf{C} \to \boldsymbol{\Pi} \to \mathbf{TO} \to \mathbf{OO\Pi} \to \\ \to \boldsymbol{\Pi OP} \to \boldsymbol{\Pi} \boldsymbol{\Phi} \mathbf{XO} \to \boldsymbol{\Pi} \end{array} \tag{4}$$

Включение в структуру **КТ4** упрочняющих операций термической обработки обеспечит получение более благоприятных, с позиций технологической наследственности, показателей геометрии поверхности отливок, свойств поверхности и всей отливки в целом.

Получение отливок по известным режимам литья и термического упрочнения приводит к получению отливок с заметной структурнофазовой неоднородностью их поверхности, прежде всего по распределению и величине зон эвтектики, при этом показатели прочности и твердости поверхности не принимают предельных значений, что является важным для проведения операций группы **ПОР** и особенно группы **ПФХО**.

Известно, что отливки из сплавов систем Al—Si—Cu и Al—Si—Mg, форсированно охлажденные с более высоких температур (сокращение времени выдержки расплава в литейной форме), имеют не только наиболее высокие показатели прочности и твердости после закалки и старения, но сам процесс распада пересыщенного твердого раствора (процесс старения) происходит значительно быстрее. Это дает возможность существенно сократить длительность старения и получить максимально возможные значения по прочности и твердости у отливок после их литья и термической обработки [4, 5].

Таким образом, одновременное изменение известных режимов по длительности выдержки расплава в форме (сокращение до 2 раз), охлаждения отливки после ее извлечения из литейной формы (в воде) и длительности старения (сокращение до 1,5...6 ч) [6] даст возможность получить отливку из сплавов этих систем после литья и механической обработки с максимально возможной твердостью и наилучшим структурно-фазововым состоянием поверхности под различные последующие операции поверхностной обработки отливок. Указанные рекомендации апробированы на следующем примере.

Наносили вакуумно-плазменное покрытие TiN (нитрид титана) методом катодно-ионной бомбардировки (КИБ) на отливку детали "накладка" диаметром 55 мм, высотой 5 мм, с полостью диаметром 15 мм, глубиной 3 мм и центральным сквозным отверстием диаметром 9 мм из сплава AK5M2.

Структура технологического процесса соответствовала схеме **КТ4** без операции обработки резанием:

1. Заготовка накладки получена способом литья под давлением сплава AK5M2 на литейной машине A711-07. При этом время выдержки в пресс-форме сокращено в 2 раза по сравнению с традиционными режимами литья: с 60 до 30 с.

2. Охлаждение отливки после извлечения из пресс-формы немедленно в воду с температурой 20...30 °С.

3. Термическая обработка отливки: закалка при 510...520 °С с выдержкой 3 ч; старение при 170...180 °С в течение 1,5...5 ч (длительность старения по ГОСТ 1582—93 составляет 5...10 ч).

4. Механическая обработка отливки шлифованием и полированием для обеспечения заданной шероховатости ее поверхности Ra = 0,16 мкм.

5. Подготовка поверхности заготовки под нанесение ионно-плазменного покрытия.

6. Нанесение ионно-плазменного покрытия TiN методом КИБ по традиционным режимам нанесения для данного вида покрытия.

Проведен сравнительный анализ качества ионно-плазменного покрытия TiN на отливках, полученных по известным рекомендациям и по предлагаемым в настоящей работе. Анализировали твердость сплава перед нанесением покрытия, микротвердость покрытия, адгезию покрытия, внешний вид покрытия.

Твердость сплава AK5M2 увеличилась на 250...350 МПа согласно предлагаемым режимам по сравнению с известными (измерение по методу Виккерса).

Микротвердость покрытия TiN для обоих вариантов получения изделий оказалась практически одинаковой $H_{\mu 50} = 20...25$ ГПа (измерение на микротвердомере ПМТ-3).

Адгезионная прочность покрытия TiN на накладках, полученных по предлагаемым режимам, до 3 раз выше. Уровень адгезии определяли методом полирования (использовали круги из бязи с пастой ГОИ при скорости полирования 30 м/с в течение 15 с) и методом нагрева (изделия с покрытием нагревали до 200 °C с выдержкой 1 ч).

Внешний вид покрытия на накладках, полученных согласно традиционным рекомендациям, не отвечал условиям эстетичности (наличие пятнистости цветовой гаммы и микродуг). Покрытие на накладках, полученных по рекомендуемым режимам, показало однородность цветовой гаммы по всей поверхности изделия и отсутствие микродуг.

Таким образом, предлагаемые режимы получения отливок из алюминиевых сплавов позволяют повысить качество поверхности под дальнейшие операции их поверхностной обработки.

Деформируемые алюминиевые сплавы

Сплавы систем Al—Mn и Al—Mg. Отсутствие возможности термического упрочнения заготовок из этих сплавов предопределяет обобщенную структуру технологического процесса изготовления деталей со следующей схемой **КТ5**:

$C \rightarrow O \square \rightarrow OO \square \rightarrow \Pi O P \rightarrow \Pi \Phi X O \rightarrow \square$ (5)

Операциями групп ООП и ПОР на заготовках из этих сплавов после обработки давлением можно добиться минимальной шероховатости. Однако известно, что при одинаковом значении параметра шероховатости после операций заготовительного производства микрогеометрия поверхности после таких финишных операций, как шлифование и полирование, зависит от ее твердости. При механической обработке поверхности с низкой твердостью доля процессов срезания выступов будет меньше, чем доля их пластической деформации. Соответственно будет происходить загиб микровыступов, а не их срезание. При загибе выступов под ними остаются различные макро- и микрозагрязнения даже после тщательной очистки поверхности перед операциями групп ПФХО, что является негативным фактором при технологической наследственности. Например, при нанесении вакуумно-плазменных покрытий на детали из этих сплавов даже на поверхности с *Ra* < 0,06 мкм возможны так называемые микродуги, возникающие при ионной очистке поверхности заготовок в вакуумной камере вследствие указанных загрязнений, что существенно ухудшает качество покрытий, а именно однородность цветовой гаммы и их адгезионную прочность.

Таким образом, при обработке деформируемых сплавов систем Al—Mn и Al—Mg согласно технологическому процессу со схемой **КТ5** следует учитывать возможную отрицательную наследственность при использовании на завершающих этапах обработки операций группы **ПФХО**, особенно физических методов обработки поверхностей.

Сплавы систем Al—Cu—Mg и Al—Zn—Cu—Mg. Обобщенный технологический процесс изготовления деталей из деформируемых сплавов этих систем имеет вид **KT6**:

$$\begin{array}{c} \mathbf{C} \to \mathbf{TO} \to \mathbf{O} \mathbf{Д} \to \mathbf{TO} \to \\ \to \mathbf{OO\Pi} \to \mathbf{\PiOP} \to \mathbf{\Pi} \Phi \mathbf{XO} \to \mathbf{\mathcal{I}} \end{array} \tag{6}$$

При прочих равных условиях (макро- и микроструктура и механические свойства де-

формированных заготовок) решающим фактором для технологической наследственности для последующих операций поверхностной обработки деформированных заготовок будет достижение максимальной прочности и твердости при структурно-фазовой однородности их поверхности. Это может быть достигнуто при одновременном изменении известных режимов охлаждения заготовок после горячей обработки давлением (в воде), времени выдержки при закалке (10...20 мин) и длительности старения (2...3 ч при 100...150 °C) [7].

В этом случае прочность и твердость поверхности деформируемых заготовок будут иметь максимальные значения перед механической обработкой. Это обосновано положениями из теории и практики пластической и термической обработки алюминиевых сплавов. Форсированное охлаждение (в воду) заготовок после горячей обработки давлением препятствует протеканию механизмов рекристаллизации и повышает твердость сплавов. Сокращение времени выдержки при закалке уменьшает степень растворимости упрочняющих фаз в закаленной структуре, а степень неравновесности исходной закаленной структуры определяет кинетику процесса старения сплавов, что приведет к получению максимально возможной твердости алюминиевых сплавов после закалки и старения при одновременном ощутимом сокращении длительности термической обработки сплавов.

Указанные рекомендации апробированы на примере нанесения вакуумно-плазменного покрытия TiN (нитрид титана) методом КИБ на заготовку диаметром 40 мм, высотой 40 мм, с полостью диаметром 30 мм и глубиной 10 мм из сплава Д1, полученной способом горячего обратного закрытого выдавливания на гидравлическом прессе. Реализован технологический процесс со схемой **КТ7**:

$C \rightarrow O \square \rightarrow T O \rightarrow \Pi O P \rightarrow \Pi \Phi X O \rightarrow \square$ (7)

1. Температурный режим выдавливания 450...400 °С.

2. Охлаждение заготовки после выдавливания немедленно в воду с температурой 20...30 °С.

3. Температура закалки 500...510 °С, время выдержки при температуре закалки 10...20 мин.

4. Старение заготовки при температуре 150 °С в течение 2...3 ч.

5. Механическая обработка заготовки шлифованием и полированием до обеспечения параметра шероховатости полости Ra = 0,06 мкм.

6. Подготовка поверхности заготовки под нанесение ионно-плазменного покрытия TiN (обезжиривание).

7. Нанесение ионно-плазменного покрытия TiN методом КИБ по традиционным режимам нанесения для данного вида покрытия.

Проведен сравнительный анализ качества покрытия TiN на заготовках, полученых по предлагаемым и известным режимам. Методика исследований изложена выше.

Твердость сплава Д1 увеличилась на 200...400 МПа согласно предлагаемым режимам, микротвердость покрытия для обоих вариантов одинакова $H_{\mu 50} = 22...25$ ГПа, адгезионная прочность покрытия на изделиях, полученных по предлагаемым режимам, оказалась до 2 раз выше. Внешний вид покрытия на заготовках, полученных по известным режимам, не отвечал условиям эстетичности (наличие микродуг на поверхности покрытия). Покрытие на заготовках, полученных по предлагаемым режимам, показало однородность цветовой гаммы по всей поверхности полости.

Одновременное изменение известных режимов охлаждения заготовок алюминиевых сплавов после горячей деформации, времени выдержки при закалке и длительности старения дает возможность получать деформируемую заготовку с максимально возможной твердостью и наилучшим физико-механическим состоянием поверхности под дальнейшую поверхностную обработку этих заготовок.

Таким образом, при проектировании технологических процессов изготовления деталей из литейных и деформируемых алюминиевых сплавов в плане технологической наследственности следует учитывать исходя из эксплуатационных требований, предъявляемых к деталям, химический состав и режимы охлаждения отливок и деформированных заготовок и режимы термической обработки после литья и обработки давлением, обеспечивающие оптимальные значения показателей геометрии поверхности и свойств материала заготовки в поверхностных слоях и в целом, для дальнейшей их поверхностной обработки.

Выводы

1. Известные режимы литья, обработки давлением и термического упрочнения отливок и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов не обеспечивают необходимых условий для получения качественных поверхностей этих заготовок под операции их поверхностной обработки. При этом возрастают затраты на подготовку поверхности заготовок под операции их поверхностной обработки и зачастую приходится от них отказываться изза низкого качества и высокой стоимости.

2. Оптимальные, с позиций дальнейшей поверхностной обработки отливок и деформированных заготовок, варианты их получения и обработки должны обеспечить максимальную твердость и минимальную шероховатость поверхности заготовок при однородности структурно-фазового состава и физико-механических свойств поверхности.

3. Форсированное кристаллизационное и послекристаллизационное охлаждение отливок в сочетании с сокращением времени старения позволяет измельчить дендритную структуру литейных алюминиевых сплавов систем Al—Si и Al—Si—Cu, получить более однородное структурно-фазовое состояние их поверхности и повысить твердость поверхности.

4. Ускоренное охлаждение заготовок после пластической деформации, сокращение времени выдержки при закалке и длительности старения обеспечивает возможность получения деформированных заготовок с наилучшими показателями под операции их поверхностной обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рабочие процессы высоких технологий в машиностроении / под ред. А.И. Грабченко. Харьков: ХГПУ, 1999. 436 с.

2. **Муратов В.С., Хамин О.Н.** Комплексные технологии обработки алюминиевых сплавов: учеб. пособие. Самара: Самарск. гос. техн. ун-т, 2015. 119 с.

3. Суслов А.Г. Инженерия поверхности деталей. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.

4. **Муратов В.С.** Особенности формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов при форсированных режимах термической и деформационной обработок. Самара: СамГТУ, 1995. 184 с.

5. Муратов В.С., Хамин О.Н., Закопец О.И. Получение качественных ионно-плазменных покрытий на изделиях из литых алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 5. С. 36—39.

6. Пат. 2597450 РФ, МПК С22F 1/04. Способ получения отливки из литейного алюминиевого сплава с вакуумно-плазменным покрытием / В.С. Муратов, О.Н. Хамин, О.И. Закопец. Опубл. 10.09.2016, Бюл. № 25. 6 с.

7. Пат. 2597451 РФ, МПК С22F 1/04. Способ получения деформированного изделия из алюминиевого сплава с вакуумно-плазменным покрытием / В.С. Муратов, О.Н. Хамин, Н.В. Трефилова. Опубл. 10.09.2016, Бюл. № 25. 6 с.

Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук, ftf@samgtu.ru; Олег Николаевич Хамин, канд. техн. наук



75 лет кафедре "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета

В 2018 г. исполнилось 75 лет со дня основания кафедры "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета (до 2016 г. — Университет машиностроения; до 2012 г. — Московский государственный технический университет (МАМИ)) — одной из ведущих кафедр России в области обработки материалов давлением, которая объединила специалистов-обработчиков давления МАМИ, МГВМИ, МГОУ и МГИУ, пришедших на кафедру в результате объединения вузов в период с 2012 по 2015 г.

В результате реорганизации на кафедре появились новые направления: теория и технология прокатки направление, развиваемое работами Л.С. Кохана и Р.Л. Шаталова, а также теория и технология штамповки с кручением — направление, развиваемое работами В.Н. Субича и Б.А. Степанова.

С момента основания кафедры несколько раз изменялось ее название:

1) Машины и технология обработки металлов давлением (1943—1997);

2) Кузовостроение и обработка давлением (1997-2011);

3) Машины и технологии обработки металлов давлением (2011—2016);

4) Обработка материалов давлением и аддитивные технологии (с 2016 г. и по настоящее время).

Кафедра "Машины и технология обработки металлов давлением" в составе Механико-технологического факультета Московского автомеханического института была сформирована в 1943 г. В дальнейшем в связи с увеличением числа специальностей и кафедр увеличивалось и количество факультетов института. С 1968 г.



Коллектив кафедры (1976 г.)

кафедра стала входить в состав факультета "Литейное и кузнечно-штамповочное производство", позднее получившего название "Автоматизация и механизация литейного и штамповочного производства" [1].

С 1990 г. в рамках специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" кафедра начинает готовить специалистов по двум специализациям: "Автокузовостроение" и "Обработка давлением".

С 1997 г. на кафедре началась также подготовка бакалавров и магистров по направлению "Технологические машины и оборудование"; с 2010 г. кафедра ведет подготовку бакалавров и магистров по профилю "Машины и технология обработки металлов давлением".

С 2011 г. в рамках направления "Технология художественной обработки материалов" открыт профиль (образовательная программа) подготовки "Технологии художественной обработки материалов давлением" и с 2012 г. кафедра начала подготовку бакалавров по данной образовательной программе.

Сегодня кафедра осуществляет подготовку специалистов на трех ступенях образования — в бакалавриате, магистратуре и аспирантуре. Перечень образовательных программ, реализуемых кафедрой:

— в бакалавриате:

1) Машины и технологии обработки материалов давлением (очная форма);

2) Машины и технологии обработки металлов давлением в метизных производствах (заочная форма);

 Технологии художественной обработки материалов давлением (очно-заочная форма, до 2018 г. включительно);

4) Технологический инжиниринг в современном производстве художественных изделий (очно-заочная форма, с 2019 г.);

5) Аддитивные технологии (очная форма, с 2014 г.);

— в магистратуре:

6) Технологический инжиниринг в обработке материалов давлением (очная форма);

7) Аддитивное производство (очная форма);

— в аспирантуре:

8) Технологии и машины обработки давлением (очная форма);

9) Обработка металлов давлением (очная форма).

Открытие новых профилей привело к созданию при кафедре новой лаборатории — лаборатории "Аддитивные технологии", ориентированной на внедрение в учебный процесс современных цифровых технологий подготовки производства, применяемых в технологии обработки материалов давлением и в современных технологиях обработки давлением.



А.А. Рыбарж (1886—1953)

Первым руководителем кафедры (с 1943 по 1953 г.) был профессор Анатолий Августович Рыбарж известный специалист в области исследований механических свойств листовой стали, определяющих ее штампуемость, ранее — главный металлург завода АМО и Всесоюзного автотракторного объединения.

В начальный период своей деятельности кафедра еще не была полностью укомплектована профессорско-преподавательским составом. Для чтения лекций и руководства курсовым и дипломным проектированием привлекали опытных производственников, инженеров и кандидатов наук из конструкторских бюро и научноисследовательских институтов автомобильной, станкостроительной промышленности и тяжелого машиностроения — А.Н. Брюханова, А.А. Игнатова, В.Н. Мосюкова, Г.А. Навроцкого, И.С. Победина, А.В. Ребельского и др.



И.А. Норицын (1913—1976)

Большой вклад в становление кафедры и ее дальнейшее развитие внес заслуженный деятель науки и техники РСФСР, профессор, д-р техн. наук Иларий Анатольевич Норицын, который возглавлял кафедру с 1953 по 1976 г. В этот период был полностью укомплектован профессорско-преподавательский коллектив кафедры; создана лабораторная база для учебных занятий со студентами и экспериментальных исследований; определены основные научные направления кафедры, имеющие большое значение для предприятий автомобильной и тракторной промышленности, сельхозмашиностроения, станкостроения и других отраслей; начата подготовка научных кадров — кандидатов и докторов технических наук.



Г.А. Навроцкий (1908—1993)

С 1976 по 1986 г. кафедрой руководил профессор, д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РСФСР Георгий Александрович Навроцкий — крупнейший ученый и специалист в области разработки технологических процессов холодной объемной штамповки и конструкций автоматов для осуществления этих процессов. Он вел большую научно-исследовательскую работу. Им подготовлены 25 канд. техн. наук, опубликовано свыше 130 печатных трудов, в том числе 17 монографий, справочников и брошюр по технологии и оборудованию кузнечно-штамповочного производства.



А.Д. Матвеев (1926-2000)

С 1986 по 1997 г. кафедру возглавил профессор, д-р техн. наук, академик Российской академии проблем качества, лауреат премии Совета Министров СССР, заслуженный деятель науки и техники России Анатолий Дмитриевич Матвеев.

Деятельность профессора А.Д. Матвеева в должности заведующего кафедрой была направлена на формирование научной школы, повышение квалификации сотрудников, научного уровня преподавания специальных дисциплин, укрепления материальной базы кафедры, оснащения лабораторий современными машинами, приборами и устройствами, расширение связей с промышленностью и отраслевой наукой. А.Д. Матвеев был инициатором открытия новой для России специализации "Автокузовостроение" и создания филиала кафедры в АО "НИИТавтопром". Им была проделана огромная работа по созданию новых учебных дисциплин и разработке учебных планов по новой специализации.



Н.Ф. Шпунькин

С 1997 по 2011 г. кафедрой руководил профессор, канд. техн. наук, член-корреспондент Академии проблем качества, почетный работник ВПО РФ, лауреат премии Совета Министров СССР в области науки и техники, почетный изобретатель города Москвы, член редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении" Николай Фомич Шпунькин.



П.А. Петров

С 2011 г. и по настоящее время кафедру возглавляет доцент, канд. техн. наук Павел Александрович Петров.



В.Н. Субич (1941—2017)

С 1989 по 2014 г. кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" в составе структурных подразделений МГИУ руководил Вадим Николаевич Субич.

Начало его руководства кафедрой совпало с новым этапом развития кафедры в условиях, с одной стороны, уменьшения бюджетного финансирования высшей школы и распада структур, являющихся потребителями инженерных кадров и источниками информации, а с другой — компьютеризации общества и зарождения коммерческих источников финансирования. Высокая квалификация личного состава и заделы, созданные на предыдущих этапах, позволили кафедре с минимальными потерями перенести начало 1990-х гг., а к их концу обеспечить устойчивый рост ряда показателей учебнопедагогической и научной деятельности. В целом этот этап характеризуется для кафедры компьютеризацией НИОКР и учебного процесса, развитием сложившихся научных направлений, переработкой методического обеспечения в соответствии с современными требованиями, привлечением к НИОКР и работе в университете талантливой молодежи.

При кафедре открывается межкафедральная лаборатория САПР, в компьютерную форму переводится выполнение семестровых, курсовых, дипломных работ и проектов, части лабораторного практикума. Максимум исследований проводится в виде математического моделирования и численного эксперимента, а конструкторских разработок — в виде машинной графики. Начинается создание банка данных по конструкции кузнечно-прессовых машин и технологической оснастки, а также выпуск пособий с грифом Министерства высшего образования РФ.



Р.Л. Шаталов

С 2006 по 2012 г. объединенной кафедрой "Металлургия, металловедение и обработка металлов давлением" Московского государственного открытого университета имени В.С. Черномырдина (МГОУ) руководил д-р техн. наук, профессор Роман Львович Шаталов.

Р.Л. Шаталов имеет более 300 научных и учебно-методических публикаций (из них за рубежом — более 30), в том числе — 29 книг (монографии и учебные пособия, из них за рубежом — 6); патентов и авторских свидетельств — 23. Под руководством и при консультации Р.Л. Шаталова выполнено 7 кандидатских и 3 докторских диссертации, а также более 300 дипломных инженерных работ и проектов.



И.Г. Роберов

С 2007 по 2012 г. кафедрой "Обработка металлов давлением" Московского государственного вечернего

металлургического института (МГВМИ) руководил Илья Георгиевич Роберов, д-р техн. наук, лауреат премии Правительства РФ в области науки и техники, почетный изобретатель СССР.

В 2012 г., в период реорганизации МГВМИ, объединенной кафедрой "Металловедение и обработка металлов давлением" руководил д-р техн. наук, профессор Алексей Борисович Коростелев.

С момента образования кафедры научная деятельность ее преподавателей была тесно связана с запросами автотракторного производства и кузнечно-прессового машиностроения; четко обозначились два научных направления:

- теория и технология горячей штамповки;
- исследования и расчет кривошипных прессов для холодной листовой и горячей объемной штамповки.

В 1950-е гг. научная тематика расширилась и стала охватывать следующие направления:

- теория и технология малоотходной горячей и изотермической штамповки;
- исследования по теории, технологии и инструменту холодной объемной штамповки;
- теория и технология холодной листовой штамповки;
- ресурс пластичности при развитой деформации;
- исследования, испытания и расчетно-конструкторские разработки по кузнечно-прессовым машинам, автоматам и средствам автоматизации.

Направление теории и технологии горячей штамповки было заложено и развивалось А.В. Ребельским и А.Н. Брюхановым. Работы этих ученых были расширены И.С. Поляковым, И.Л. Акаро, В.И. Перфиловым, А.С. Логиновым и др. Результаты исследований по теории и технологии горячей штамповки были применены на Автомобильном заводе им. Ленинского комсомола, Куйбышевском и Луганском заводах автомобильных клапанов, на Челябинском автомеханическом заводе со значительным экономическим эффектом.

Исследования, направленные на создание новых технологических процессов изотермической штамповки, начаты на кафедре в 1986 г. Ю.Г. Калпиным.

Разрабатывались вопросы теории полугорячей пластической деформации, в частности, были уточнены критерии феноменологической теории разрушения. При участии кафедры "Двигатели" МАМИ освоено производство этим методом практически всех видов поршней автомобильных, мотоциклетных и некоторых тракторных двигателей. Технология изотермической штамповки поршней принята к освоению рядом предприятий.

Исследования по теории, технологии и инструменту для холодной объемной штамповки (ХОШ) начаты на кафедре с 1962 г. по инициативе И.А. Норицына. Большой вклад в развитие этих исследований сделан В.Я. Шехтером и В.А. Головиным (кафедра "Технология конструкционных материалов"). В 1970-е годы под руководством Ю.Г. Калпина и при участии Ю.К. Филиппова начаты исследования вопросов разрушения металла при развитой пластической деформации.

Систематические работы по теории и технологии холодной листовой штамповки, направленные на удовлетворение запросов автомобильной промышленности, проводятся на кафедре с 1953 г. по направлениям:



Лекцию по кузнечно-штамповочному оборудованию читает А.А. Игнатов (1956 г.)

- вопросы теории и совершенствования технологии процессов осесимметричной вытяжки и местной формовки;
- совершенствование процессов кузовной штамповки, поисковые работы по применению алюминиевых листовых материалов для кузовных деталей;
- исследование процессов гибки и разработка рекомендаций по расчету технологических параметров;
- исследование явлений, ограничивающих возможности формоизменения листа в условиях растяжения;
- поиск новых методов испытаний листовых металлов для оценки их штампуемости.

В 1986 г. авторский коллектив, в состав которого вошли сотрудники кафедры А.Д. Матвеев, Н.Ф. Шпунькин, А.Г. Бобров, за работу "Разработка и внедрение прогрессивных малоотходных процессов листовой штамповки для изготовления деталей автомобилей семейства ВАЗ" удостоен премии Совета Министров СССР в области науки и техники.

Успешно были завершены работы по первому в нашей стране опыту применения листовых алюминиевых сплавов для штамповки кузовных деталей.

После открытия на кафедре специализации "Автокузовостроение" были подготовлены и преподаются студентам новые курсы: "Технология кузовостроения", "Автомобильные кузова", "Полимеры в автостроении", "Сварочное оборудование". Освоены также новые дисциплины для подготовки бакалавров и магистров.

Исследования, испытания и расчетно-конструкторские разработки по кузнечно-прессовым машинам, автоматам и средствам автоматизации ведутся на кафедре с начала ее организации по следующей тематике:

- исследование и расчет кривошипных прессов и автоматов для горячей объемной и холодной штамповки (кинематика, динамика, прочность, жесткость, точность штамповки, анализ параметров технической характеристики);
- исследование и разработка методов расчета муфт, тормозов и систем включения;
- исследование и разработка методов расчета листоштамповочных прессов, автоматов для холодной объемной штамповки.

Исследования по первым двум направлениям выполнялись кафедрой по запросам ЗИЛа, АЗЛК, Воронежского и других заводов кузнечно-прессового машино-



Коллектив кафедры (1988 г.)

строения. Вначале эти исследования проводились в основном А.А. Игнатовым, Г.А. Навроцким и их учениками. С конца 1960-х гг. фронт работ значительно расширился усилиями В.И. Власова, В.Г. Плюгачева, А.Ф. Каплина, И.К. Токарева. Объектами исследований и разработок явились главный, вспомогательный и транспортирующий исполнительные механизмы, силовые и фрикционные элементы муфт и тормозов, клапаны систем включения.

В конце 1970-х гг. В.Г. Месяцем и другими учениками В.И. Власова исследованы энергетические параметры горячештамповочных прессов с пятизвенным кривошипно-клиновым приводом, обладающих повышенной (на 20...30 %) жесткостью, высокими точностными показателями штамповки.

Исследования, проводимые на кафедре с начала 2000 г., имеют как фундаментальный, так и прикладной характер; появляются новые направления исследований.

В области фундаментальных исследований выполнены и продолжаются теоретические и экспериментальные исследования, посвященные сопротивлению деформации, предельному формоизменению и прогнозированию разрушения материалов в операциях листовой и объемной штамповки, контактному трению и технологическим смазкам для операций горячей объемной и изотермической штамповки, экспериментальные и компьютерные исследования процесса штамповки с кручением различных конструкционных материалов, в том числе, алюминиевых сплавов, титановых сплавов и др.



На фоне портретов корифеев — коллектив кафедры (2003 г.)



Коллектив кафедры МиТОМД (МГИУ, 2009 г.)

Актуальность таких исследований определяется все более широким спектром применяемых материалов в машиностроении, поведение которых при обработке их методами пластической деформации необходимо прогнозировать еще на стадии проектирования технологического процесса. Прикладные исследования направлены в основном на создание новых технологий пластического формоизменения изделий для различных отраслей промышленности.

Среди работ, выполненных на кафедре в конце 1990-х — начале 2000-х гг., следует отметить исследования, посвященные совершенствованию процесса профилирования изделий из тонколистового металла. Разработана, запатентована и выполнена в металле малогабаритная опытно-производственная профилегибочная установка для профилирования элементов автомобильных прицепов, профилей для защитных рольставней и ряда других изделий.

Исследования в области холодной объемной штамповки также приводят к созданию новых технологических процессов для различных видов изделий. За последние годы выполнены разработки технологий на детали дизельной аппаратуры (поршень топливоподкачивающего насоса высокого давления, муфта конусная), шаровой палец с пустотелой головкой и корпус амортизатора грузовых автомобилей, различные типы корпусов резцов, используемых в проходческих комбайнах горно-добывающей промышленности и в машинах для вскрытия твердых покрытий при ремонте автомобильных дорог, болты железнодорожных креплений и другие детали.

С 2000 г. на кафедре возобновлены прикладные исследования технологий изотермической объемной штамповки изделий из алюминиевых сплавов и технологий вакуумной и газовой формовки изделий из титановых сплавов для авиационной промышленности. Исследования выполняются с применением современных программных комплексов для компьютерного моделирования течения деформируемого материала. Разработаны несколько оригинальных технологий изотермической штамповки изделий из алюминиевых сплавов, в том числе как импортозамещение изделий зарубежного производства — изделие "корпус муфты".

С 2010 г. педагогическая деятельность кафедры вновь перестраивается в соответствии с новыми экономическими условиями, новыми образовательными стандартами, а также запросами предприятий, заинтересованных в трудоустройстве выпускников кафедры.

ИНФОРМАЦИЯ



Коллектив кафедры (2013 г.)

В большинстве читаемых курсов предусмотрены практические или лабораторные занятия, связанные с выполнением заданий или решением прикладных задач на персональных компьютерах. Компьютерный класс кафедры оснащен современным программным обеспечением. Осваиваются новые направления подготовки.

В 2014 г. запускается образовательная программа бакалавриата "Компьютерное моделирование и прототипирование", в последующем трансформировавшаяся в программу четырехлетнего обучения "Аддитивные технологии". В 2015 г. появляется первая специализированная образовательная программа в магистратуре "Компьютерный инжиниринг в новых производствах". Эта программа становится первой программой, адаптированной в образовательной модели получения двух дипломов — в Российской Федерации и зарубежном (европейском) вузе.

По состоянию на 2018 г. кафедра укомплектована высококвалифицированным профессорско-преподавательским составом: 10 профессоров, 7 доцентов, 6 старших преподавателей, 2 ассистента; ученую степень д-ра техн. наук имеют 8 преподавателей, канд. техн. наук — 9 преподавателей.

На основной территории университета кафедра имеет три лаборатории — обработка металлов давлением, аддитивные технологии, межкафедральная лаборатория САПР ТП. Эти лаборатории оснащены всеми необходимыми для ведения полноценного учебного процесса видами оборудования (штамповочным, заготовительным, испытательным, нагревательным, сварочным, металлорежущим и др.), оснасткой для проведения лабораторных и научно-исследовательских работ, совре-



Защита выпускной квалификационной работы (2016 г.)



Выпускник Ч. Юань спустя 18 лет с момента защиты кандидатской диссертации с сотрудниками кафедры: С.А. Типалин, Н.Ф. Шпунькин, Ю.К. Филиппов, П.А. Петров (2016 г.)

менными профессиональными установками быстрого прототипирования и учебными 3D-принтерами.

Лабораторное оснащение, обеспеченность методическими разработками позволяют на современном уровне вести учебный процесс и научно-исследовательскую работу с привлечением наиболее перспективных студентов, которые затем могут быть рекомендованы в аспирантуру.

Кафедрой подготовлено более 100 научных работников, многие из которых в настоящее время возглавляют кафедры вузов, научные и производственные коллективы, являются ведущими специалистами автомобильной, тракторной и других отраслей промышленности.

Кафедра активно развивает международное сотрудничество с вузами ближнего и дальнего зарубежья, в том числе вузами Германии, Польши, Китая.

Основные результаты исследований ежегодно докладываются на международных научно-технических конференциях, публикуются в высокорейтинговых научных изданиях, демонстрируются на выставках. С 2002 по 2018 г. специалисты кафедры участвовали в международных научно-технических конференциях и выставках, проходивших в Польше, Франции, Германии, Румынии, Северной Ирландии, Шотландии, Испании, Италии, Нидерландах, Украине, Португалии. В рамках международной программы студенческих обменов на кафедре прошли кратковременную стажировку студенты из Германии, Норвегии, Швейцарии, Австрии, Португалии.

На сегодняшний день по образовательным программам бакалавриата и магистратуры кафедры обучаются порядка 200 студентов разных форм обучения.

Несмотря на многочисленные трудности в сфере высшего образования, кафедра сохранила свой научный и кадровый потенциал и в настоящее время успешно развивается в направлении применения современных компьютерных технологий для решения прикладных задач обработки давлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **70 лет** кафедре "Кузовостроение и обработка давлением" им. И.А. Норицына Московского государственного машиностроительного университета (МАМИ) // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 12—16.

> Павел Александрович Петров, канд. техн. наук, petrov_p@mail.ru; Николай Фомич Шпунькин, канд. техн. наук

27-31 | 05 | 2019

Россия, Москва, ЦВК «Экспоцентр» WWW.metobr-expo.ru

20-я международная специализированная выставка

МЕТАЛЛООБРАБОТКА



Организаторы:

РОССИЙСКАЯ АССОЦИАЦИЯ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ СТАНКОИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ПРОДУКЦИИ

«СТАНКОИНСТРУМЕНТ»

«Оборудование, приборы и инструменты для металлообрабатывающей промышленности»

При поддержке:

- Совета Федерации Федерального Собрания РФ
- Министерства промышленности и торговли РФ
 Союза машиностроителей России

Под патронатом ТПП РФ



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2a, стр. 2 Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru Teл. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru Teхнический редактор Патрушева Е.М. Корректор Сажина Л.И. Сдано в набор 13.12.2018. Подписано в печать 05.02.2019. Формат 60 × 88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.