ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

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

Издается с января 2003 г.

Том 17 № 7 июль 2019

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко В.Ю., Изикаева А.И. К вопросу стойкости штоков ковочных и штам-
повочных молотов
Шибаков В.Г., Панкратов Д.Л., Хайруллин Р.А., Панкратов Д.Д., Низамов Р.С.,
Низамова Л.М. Обоснование требований к точности заготовки для прецизионной
штамповки шестерен

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением; 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное реакторостроение, машины, агрегаты и технология материалов атомной промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы; 05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы 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.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. МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н 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. ТУТМАН Т., 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)

Published since 2003, January

Vol. 17 № 7 July 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. MONASTYRSKY V.P. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN F A NURALIEV FA OVCHINNIKOV V V POVAROVA K B POI FTAEV 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 E. TUTMANN T.

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

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ΠИ № 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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Kolpakov V.V., Chaykin A.V., Chaykin V.A., Vdovin K.N. Innovations in design and production of bogies for freight wagons and their castings291 Izotov V.A., Rodionova N.A., Fedulova Yu.S. Effect assessment of moulds cavity configuration on melt flow front cooling when thin-walled steel castings producing using Solov'yeva I.V., Ovchinnikov V.V., Davydenko L.V. Study on weldability of heat-resistant

Forging and Stamping Production

Lavrinenko V.Yu., Izikaeva A.I. On issue of durability of rods of forging and swaging
Shibakov V.G., Pankratov D.L., Khairullin R.A., Pankratov D.D., Nizamov R.S.,
Nizamova L.M. Justification of requirements to blank accuracy for precision forging
of gears

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N. Nature of effect of deformation parameters on axial stress and optimal drawing angle of wire from different hardening curve materials. Part 2. Optimal drawing angle as result of mutual effect on axial stress of contact friction and shear deformation

Physical Metallurgy and New Materials

Morozova E.A., Morozov A.P., Muratov V.S. Effect of thermal and surface deformation Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. Effect of heat treatment on durometric properties and phase composition of N8G6M3FTB steel

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: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related processes and technologies; 05.04.11 - nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 - physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 - foundry; 05.16.05 - plastic metal forming; 05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies 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



литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74.94

 В.В. Колпаков (Рубцовский филиал АО "Алтайвагон"),
 А.В. Чайкин (Смоленское региональное отделение Российской ассоциации литейщиков, г. Сафоново),
 В.А. Чайкин, К.Н. Вдовин (Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова)

Инновации в проектировании и производстве тележек грузовых вагонов и отливок для них

В Рубцовском филиале АО "Алтайвагон" разработана оригинальная конструкция надрессорной балки тележки грузового вагона, обеспечивающая повышенную грузоподъемность и увеличивающая показатели износостойкости элементов тележки за счет улучшения прочностных характеристик отливки. Повышение надежности работы литых деталей "рама боковая" и "балка надрессорная" обеспечено применением прогрессивных технологических процессов изготовления форм и стержней. В результате компьютерного моделирования получена отливка "балка надрессорная" без литейных дефектов.

Ключевые слова: вагоностроение; надрессорная балка; отливки; формы; компьютерное моделирование.

Original design of the freight wagon bogie bolster beam is developed in the Rubtsovsk branch of OJSC "Altaivagon" for providing increased load capacity and increasing the wear resistance of the bogie elements. It became possible by means of improving the casting strength characteristics. Working reliability of such castings as "side frame" and "bolster beam" is improved through the use of advanced technological processes for manufacturing of moulds and cores. As result, the "bolster beam" casting is produced without casting defects.

Keywords: car building; bolster beam; castings; moulds; computer simulation.

Введение. Стратегией развития железнодорожного транспорта в Российской Федерации до 2030 г., утвержденной Правительством РФ, предусматривается масштабная модернизация железнодорожного транспорта, направленная на повышение эффективности его работы [1]. В части развития грузового подвижного состава предполагается освоение производства вагонов нового поколения с улучшенными технико-экономическими показателями и повышенной эксплуатационной надежностью [2]. Для этого необходим поиск новых подходов к проектированию тележек и грузовых вагонов в целом. В условиях конкурентного развития вагоностроения повышение осевой нагрузки — одно из перспективных направлений совершенствования грузовых тележек.

Самая универсальная и распространенная на сегодняшний день модель тележки на постсоветском пространстве — это тележка 18-100 (рис. 1) [3].



Рис. 1. Тележка 18-100:

колесная пара; 2 — букса; 3 — боковая рама;
 комплект центрального рессорного подвешивания;
 надрессорная балка; 6 — горизонтальный скользун;
 рычажная передача

Тележку 18-100 устанавливали на большинство грузовых вагонов как надежный и проверенный временем узел. Разработчиком этой тележки является АО "НПК "Уралвагонзавод". Существует и аналоговая продукция: разработки АО "Алтайвагон"— тележка 18-2128; ПАО "Промтрактор" концерна "Тракторные заводы" — тележка 18-9770; ОАО "ПО "Брянский машиностроительный завод" — тележка 18-9896 и т.д.

Зарубежные вагонные тележки в основном конструктивно похожи на отечественные. Тележка 18-100 имеет аналог в виде широко распространенных на железных дорогах США тележек Барбера [4].

Таким образом, актуальны создание отечественных инновационных тележек нового поколения с нагрузкой на ось 250 кН (25 тс) и разработка новых технологий и материалов, из которых изготовляют литые детали, обеспечивающие современные требования к эксплуатационной надежности.

Типовая конструкция пути ОАО "РЖД" согласно инструкции по текущему содержанию железнодорожного пути допускает возможность эксплуатации тяжеловесных вагонов (осевая на-грузка свыше 250 кН), но необходимо не превышать показатели воздействия подвижного состава на путь в соответствии с действующей в РФ нормативной документацией [5].

В ОАО "Научно-производственная корпорация "Уралвагонзавод имени Ф.Э. Дзержинского" многопрофильная компания, признанный лидер в разработке и ведущий изготовитель машиностроительной продукции мирового класса, — спроектирована новая тележка мод. 18-194-1 с нагрузкой на ось 250 кН (рис. 2) [6].

При этом внедрены следующие конструкторские инновации: литые несущие элементы тележки — надрессорная балка и боковые рамы с увеличенным коэффициентом запаса сопротивления усталости; рессорное подвешивание с увеличенным статическим прогибом и билинейной характеристикой; боковые скользуны постоянного контакта; упругие элементы в буксовом узле; колесная пара с кассетными буксовыми узлами и колесами с повышенной твердостью обода.

В ОАО "НВЦ "Вагоны" проведено сравнение основных технических характеристик тележек для осевой нагрузки 250 кН [7]. Испытания показали, что ходовые качества полувагонов на тележках 18-194-1 соответствуют требованиям нормативов. Рубцовский филиал АО "Алтайвагон" совместно с АО "ВНИКТИ" конструируют свой вариант тележки с нагрузкой на ось 250 кН.

Цель работы — повышение качества и эксплуатационной надежности отливок, в частности, литых несущих элементов тележки — надрессорной балки и боковых рам (рис. 3) с увели-



Рис. 2. Тележка 18-194-1 с нагрузкой на ось 250 кН



Рис. 3. Боковая рама (а) и надрессорная балка (б)

ченным коэффициентом запаса сопротивления усталости.

Разработана оригинальная конструкция надрессорной балки тележки грузового вагона, обеспечивающая повышенную грузоподъемность и увеличивающая показатели износостойкости элементов тележки за счет улучшения прочностных характеристик отливки [8]. Новая конструкция позволила устранить ряд недостатков надрессорной балки тележки 18-100:

- снижена жесткость и усилено сечение в зоне скользунов в процессе эксплуатации;
- усилена внутренняя полость надрессорной балки ребрами жесткости;
- повышена износостойкость клина, исключено его опрокидывание и снижен износ обеих поверхностей;
- изменена литейная технология изготовления балки надрессорной и рамы боковой.

Повышение надежности работы литых деталей "рама боковая" и "балка надрессорная" обеспечено применением прогрессивных технологических процессов изготовления форм и стержней. Для изготовления литейных форм для производства отливок "балка надрессорная" и "рама боковая" использована АФЛ компании SAVELLI (Италия). позволяющая изготовлять качественные отливки с минимальными припусками на механическую обработку и минимальной себестоимостью. При проектировании и изготовлении форм в литниково-питающих системах использованы экзотермические вставки, обладающие высокой технологичностью применения. Также в литниково-питающие системы установлены пенокерамические фильтры для фильтрации расплава. Применение фильтров позволяет достичь требуемой степени чистоты металла и гарантировать качество литья. Наряду с эффектом фильтрования вспененные керамические фильтры способствуют ламинарному течению расплава.

Для производства стержней использована технология Cold-box-amin, обеспечивающая получение литых заготовок высокого качества. Экономические, технологические и экологические преимущества этого прогрессивного способа производства стержней известны. Комплексная поставка всего стержневого оборудования в филиал "Алтайвагон" обеспечена фирмой *AHB Giessereitechnik GmbH* (Германия).

Методика компьютерного моделирования. Применяемое компьютерное проектирование 3D в SolidWorks позволило успешно и быстро проектировать, моделировать, подготавливать конструкторскую документацию. Она обеспечивает автоматизацию процесса изготовления сложных модельных комплектов и исключает организационные нестыковки. На рис. 4 изображена 3D-модель детали "балка надрессорная", спроектированная в SolidWorks.

Для математического моделирования процесса заполнения формы расплавом использовали систему уравнений гидродинамики Навье-Стокса в приближении несжимаемой жидкости, дополненную уравнением неразрывности, уравнением Фурье-Кирхгофа для теплопереноса в расплаве и уравнением Фурье для теплопереноса в литейной форме. В декартовой системе координат уравнения записывают в виде:

$$\rho\left(\frac{\partial u}{\partial t} + u\frac{\partial u}{\partial x} + v\frac{\partial u}{\partial y} + \omega\frac{\partial u}{\partial z}\right) =$$

$$= -\frac{\partial p}{\partial x} + \mu\left(\frac{\partial^{2} u}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2} u}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2} u}{\partial z^{2}}\right);$$

$$\rho\left(\frac{\partial v}{\partial t} + u\frac{\partial v}{\partial x} + v\frac{\partial v}{\partial y} + \omega\frac{\partial v}{\partial z}\right) =$$

$$= -\frac{\partial p}{\partial y} + \mu\left(\frac{\partial^{2} v}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2} v}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2} v}{\partial z^{2}}\right);$$
(1.1)



Рис. 4. 3D-модель детали "балка надрессорная", спроектированная в SolidWorks

$$\rho\left(\frac{\partial\omega}{\partial t} + u\frac{\partial\omega}{\partial x} + v\frac{\partial\omega}{\partial y} + \omega\frac{\partial\omega}{\partial z}\right) =$$

$$= -\frac{\partial p}{\partial z} + \mu\left(\frac{\partial^{2}\omega}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2}\omega}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2}\omega}{\partial z^{2}}\right) + g\rho;$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial\omega}{\partial z} = 0;$$
(1.2)

$$\frac{\partial T_{\rm p}}{\partial t} + u \frac{\partial T_{\rm p}}{\partial x} + v \frac{\partial T_{\rm p}}{\partial y} + \omega \frac{\partial T_{\rm p}}{\partial z} = \left(\partial^2 T_{\rm p} - \partial^2 T_{\rm p} - \partial^2 T_{\rm p} \right)$$
(1.3)

$$= a_{\rm p} \left(\frac{\partial^2 T_{\rm p}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T_{\rm p}}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T_{\rm p}}{\partial z^2} \right);$$

$$\partial T_{\rm p} = \left(\partial^2 T_{\rm p} - \partial^2 T_{\rm p} - \partial^2 T_{\rm p} \right) \qquad (1.1)$$

$$\frac{\partial T_{\Phi}}{\partial t} = a_{\Phi} \left(\frac{\partial^2 T_{\Phi}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T_{\Phi}}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T_{\Phi}}{\partial z^2} \right), \quad (1.4)$$

где u, v, ω — компоненты вектора скорости; ρ , μ — плотность и коэффициент динамической вязкости расплава; p — давление; t — время; $T_{\rm p}$, $T_{\rm p}$ — температура расплава и литейной формы; $a_{\rm p}$, $a_{\rm p}$ — температуропроводность расплава и литейной формы; g — вектор гравитации.

Приняли следующие гидродинамические граничные условия:

 на внутренней поверхности литейной формы использовали условие "прилипания" расплава к стенкам:

$$u\big|_{\rm ct} = v\big|_{\rm ct} = \omega\big|_{\rm ct} = 0;$$

• на входе в литниковую чашу задали скорость течения расплава: $u|_{\pi,q} = v|_{\pi,q} = 0$; $\omega|_{\pi,q} = W$, где W — вертикальная скорость течения расплава при его заливке в форму.

Тепловые граничные условия:

- на входе в литниковую чашу температура расплава равна температуре заливки: T_{л.ч} = T_{зал};
- на внутренней поверхности литейной формы использовали граничное условие III рода:

$$-\lambda_{p} \left(\operatorname{grad}_{m} T_{p} \right)_{cT} = \frac{\lambda_{\kappa p}}{l_{\kappa p}} \left(T_{p} - T_{\Phi} \right)_{cT}; \quad (1.5)$$

$$-\lambda_{\Phi} \left(\operatorname{grad}_{m} T_{\Phi} \right)_{\mathrm{cr}} = \frac{\lambda_{\kappa \mathrm{p}}}{I_{\kappa \mathrm{p}}} \left(T_{\Phi} - T_{\mathrm{p}} \right)_{\mathrm{cr}}, \quad (1.6)$$

где $\lambda_{\rm p}$, $\lambda_{\rm \phi}$, $\lambda_{\rm kp}$ — теплопроводность расплава, формы и противопригарной краски на внутренней поверхности формы; $l_{\rm kp}$ — толщина краски; $(\operatorname{grad}_m T_{\rm p})_{\rm cT}$, $(\operatorname{grad}_m T_{\rm \phi})_{\rm cT}$ — проекция температурного градиента в расплаве и форме непосредственно на внутренней поверхности формы на направление нормали *m* к этой поверхности; $(T_p)_{cT}$, $(T_{\Phi})_{cT}$ — температура расплава и литейной формы на внутренней поверхности этой формы;

• на внешней поверхности формы также использовали граничное условие III рода:

$$-\lambda_{\Phi} \left(\operatorname{grad}_{m} T_{\Phi} \right)_{\text{o.c}} = \alpha_{\text{o.c}} \left(T_{\Phi} - T_{\text{o.c}} \right)_{\text{o.c}}, \quad (1.7)$$

где $\alpha_{o.c}$ — коэффициент теплоотдачи от формы в окружающую среду; (grad_m T_{ϕ})_{о.с} — проекция температурного градиента в форме непосредственно у ее внешней поверхности на направление нормали *m* к этой поверхности; (T_{ϕ})_{о.с}, ($T_{o.c}$)_{о.с} — температура формы и окружающей среды на внешней поверхности формы.

В качестве расплава использовали сталь 20ГФЛ с теплофизическими свойствами: $\lambda_p = 52$ Вт/(м·К); $c_p = 486 \ \text{Дж/(кг·K)}$; $\rho_p = 7850 \ \text{кг/m}^3$; $T_{3an} = 1600 \ ^{\circ}\text{C}$; $T_{\pi u \kappa} = 1520 \ ^{\circ}\text{C}$; $T_{con} = 1470 \ ^{\circ}\text{C}$; время заполнения формы 60 с.

Материал формы — песчано-глинистая смесь со следующими свойствами: $T_{\phi} = 20$ °C; $\lambda_{\phi} =$ = 0,703 BT/(м·K); $c_{\phi} = 1145$ Дж/(кг·K); $\rho_{\phi} =$ = 1600 кг/м³; $\lambda_{\kappa p} = 0,2$ BT/(м·K); $l_{\kappa p} = 0,3$ мм. Изготовление 3D-моделей осуществляли

Изготовление 3D-моделей осуществляли в программе SolidWorks 2012. Было задано использование пенно-керамических фильтров для фильтрации возможных частиц шлака и сора, а также для установления ламинарного движения потока расплава (устранение корпулентности).

Автоматизированное моделирование литейных процессов с использованием LVMFlow компьютерной системы моделирования тепловых и гидродинамических процессов литья — позволило выявить в отливках различные дефекты и остаточные напряжения, определить их деформацию и объемную усадку, оптимизировать литниково-питающую систему, размеры и места установки прибылей, а также максимально сократить время на подготовку производства.

В рамках проектирования деталей для вагонной тележки провели моделирование литейных процессов детали "балка надрессорная" (18 вариантов моделирования заливки). Для моделирования использовали 3D-модель куста отливок.

В результате моделирования удалось получить отливку без литейных дефектов (рис. 5—7, см. обложку).

Кроме улучшения литейной технологии оптимизировали выплавку стали $20\Gamma\Phi\Lambda$, что позволило увеличить ее механические свойства. Среднее значение ударной вязкости *KCV*⁻⁶⁰ составило 310,93 кДж/м², что на 35 % выше значения, требуемого ГОСТ 32400—2013. Это обеспечило высокую эксплуатационную надежность железнодорожных отливок.

Таким образом, инновации в производстве ответственных железнодорожных отливок позволили получить бездефектные отливки с высокой эксплуатационной надежностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. О стратегии развития железнодорожного транспорта в Российской Федерации до 2030 года. Распоряжение Правительства РФ от 17.06.2008 № 877-р. Дата официального опубликования: 30.03.2011.

2. Бороненко Ю.П. Вагоны с увеличенными нагрузками от колес на рельсы — резерв повышения провозной и пропускной способности железных дорог // Транспорт Российской Федерации. 2008. № 5 (18). С. 52—55.

3. Бороненко Ю.П., Орлова А.М. Обобщение накопленного опыта проектирования тележек грузовых вагонов для создания их типоразмерного ряда // Вісник ДНУЖТ імені академіка В. Лазаряна. 2004. Вип. 5. С. 25—30.

4. Певзнер В.О., Белоцветова О.Ю. Обобщение зарубежного опыта по воздействию на путь грузовых

вагонов с осевой нагрузкой 25 т/ось / Внедрение современных конструкций и передовых технологий в путевое хозяйство: 9-я науч.-практ. конф. с междунар. участием МГУПС МИИТ. М.: АИСнТ, 2016. С. 182—187.

5. ГОСТ Р 55050—2012. Железнодорожный подвижной состав. Нормы допустимого воздействия на железнодорожный путь и методы испытаний. М.: ВНИИЖТ, 2012.

6. **Инновационный** подвижной состав производства "Уралвагонзавода" для железных дорог "пространства 1520 мм" // Транспорт Российской Федерации. 2010. № 3 (28). С. 20—21.

7. Быков Б.В. Конструкция тележек грузовых и пассажирских вагонов: иллюстрированное учеб. пособие. М.: Маршрут, 2004. 36 с.

8. **Надрессорная** балка тележки грузового вагона: патент РФ на полезную модель № 180916 / В.В. Колпаков, С.А. Иванов. Дата регистрации 29 июня 2018 г.

Владислав Васильевич Колпаков; Андрей Владимирович Чайкин, канд. техн. наук; Владимир Андреевич Чайкин, д-р техн. наук, sro_ral@mail.ru; Константин Николаевич Вдовин, д-р техн. наук





ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

В.А. Изотов, Н.А. Родионова, Ю.С. Федулова (Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Оценка влияния конфигурации полости форм на охлаждение фронта потока расплава при получении тонкостенных отливок из стали методом литья по газифицируемым моделям

Проведены экспериментальные исследования влияния геометрии отливки на охлаждение фронта потока расплава в полости литейной формы при литье стальных сплавов по газифицируемым моделям. Получена зависимость температуры фронта потока в расширениях от геометрических параметров отливки.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям; конфигурация отливки; температура фронта потока; стальные отливки; заполняемость полости литейной формы.

The experimental studies of the casting geometry effect on the melt flow front cooling in the mould cavity when casting of steel alloys producing using the lost foam casting are performed. The dependence of the flow front temperature in the extensions on the casting geometric parameters is obtained.

Keywords: lost foam casting; casting configuration; flow front temperature; steel castings; mould cavity fill rate.

При получении тонкостенных отливок из стали одними из факторов, влияющих на возникновение в отливке дефектов типа "спай", являются интенсивность охлаждения фронта потока расплава и накопление твердой фазы в головной части потока. При прохождении через расширения ("ребра", "карманы" и т.д.) осуществляется массообмен, который изменяется для различных геометрических размеров.

В существующей методике расчета литниковых систем при литье по газифицируемым моделям [1] влияние конфигурации отливки на охлаждение фронта потока расплава не учитывается, поэтому оценка влияния геометрии полости формы на заполняемость является важной.

Для оценки влияния изменения геометрии полости литейной формы на ее заполняемость проведены экспериментальные заливки модельного блока с отливками типа "пластина", имеющими "ребра" и "карманы". Схема экспериментального блока представлена на рис. 1. Параметры литейной формы: высота отливок



Рис. 1. Схема экспериментального блока

 $h_{\text{отл}} = 0,3$ м; ширина отливок b = 0,1 м; толщина отливок $\delta_{\text{отл}} = 0,006$ м; толщина "карманов" $\delta_{\text{к}} = 0,006$; 0,012 и 0,018 м; высота карманов $h_{\text{к}} = 0,018$ и 0,06 м; толщина ребра $\delta_{\text{р}} = 0,006$ м; длина ребра $l_{\text{p}} = 0,012$; 0,024 и 0,042 м. Напор расплава H = 0,45 м. Температура заливки $T_{3an} = 1853$ К. Сплав — сталь 35Л.

Температуру фронта потока $T_{\phi.\pi}$ определяли по методу натянутой термопары [2]. В пенополистироловую модель по всей длине пластины устанавливали вольфраморениевую термопару ВР 5/20 (рис. 2), что позволило определять температуру на каждом участке формы в каждый последующий момент времени. Эксперимен-



Рис. 2. Схема установки термопары в пенополистироловую модель



Рис. 3. Экспериментальный блок в сборе с установленными термопарами

тальный блок с установленными термопарами приведен на рис. 3.

Залитые опытные отливки показаны на рис. 4. В результате обработки полученных данных построены зависимости (рис. 5), которые позволяют оценить влияние расширений на охлаждение фронта потока расплава при заполнении полости литейной формы.

Экспериментально установлено, что расширения с размером $\delta_{\text{расш}} = \delta_{\text{отл}}$ ввиду отсутствия массообмена не влияют на коэффициент теплоотдачи, а следовательно, и на процесс заполняемости полости литейной формы. Это связанно с тем, что поток расплава при прохождении через расширение, соизмеримое с толщиной стенки отливки, заполняет сначала тонкостенную полость формы выше данного расширения и после этого заполняет само расширение. Поэтому изменения температуры в головной части фронта потока незначительны.

Расширения размерами $2\delta_{\text{отл}}$ и более при заполнении повышают температуру фронта потока за счет сбрасывания головной части в расширение и обновления фронта потока. Поэтому для расчета температуры расплава в расширениях отливки использовали данные экспериментов, соответствующих отливкам на рис. 5, *в*, *г*. Результаты экспериментальных исследований представлены в таблице.

В результате статистической обработки результатов экспериментов с помощью пакета прикладных программ "Statistica 6.0" получена зависимость температуры расплава в расширениях от геометрии отливки и температуры фронта потока:

$$T_{\text{pacuu}} = 1,05T_{\phi.\pi} \left(\frac{\delta_{\text{pacuu}}}{\delta_{\text{отл}}}\right)^{-0,016}$$
. (1)



Рис. 4. Залитые отливки после отделения литниковой системы:

а — пластина с "ребрами"; $\delta - e$ — пластина с "карманами" толщиной $\delta_{\kappa} = 0,006; 0,012$ и 0,018 м соответственно

Результаты экспериментальных исследований температуры фронта потока расплава в отливках с изменяемой геометрией

Отливка по рис. 5	ω _{пл} , м/с	δ _{отл} , м	δ _κ , м	<i>l</i> _к , м	<i>Т</i> _{ф.п} , °С	T _{расш} , °С	
в	0.05	0,05 0,006 -	0,012	0,060 0,018	1540 1530	1600 1590	
г	- 0,03		0,018	0,060 0,018	1550 1530	1600 1580	
Обозначения: $\omega_{n,n}$ — скорость заполнения полости формы расплавом; T_{pacuu} — температура фронта потока расплава в расширениях.							

T, °C T, °C 1600 1600 1500 1500 1400 1400 1300 1300 0 2 3 4 5 6 0 1 2 3 4 5 6 τ. c τ. c б) a)T, °C T, °C 1600 1600 1500 1500 1400 1400 1300 1300 2 3 2 0 4 5 6 0 1 3 4 5 6 τ, c τ. c в) г)

Рис. 5. Зависимости температуры фронта потока $T_{\phi,n}$ от времени заполнения т для отливок с расширениями:

a— пластина с "ребрами"; б
—e— пластина с "карманами" толщиной $\delta_{\rm k}=0,006;~0,012$ и 0,018 м соответственно

Как видно из полученного уравнения, температура фронта потока повышается при увеличении размеров расширений в отливке. Адекватность зависимости (1) подтверждается высоким значением коэффициента корреляции R = 0,99.

Заключение. Экспериментальная оценка влияния изменения геометрии полости литейной формы на ее заполняемость позволила сделать следующие выводы: узкие "ребра" и "карманы", соизмеримые с толщиной отливки, не влияют на температуру фронта потока; наличие в отливке "карманов" размерами, превышающими в 2 раза и более толщину стенки отливки, приводит к обновлению головной части потока, а следовательно, к увеличению температуры фронта потока.

Впервые получена зависимость температуры расплава в расширениях полости формы от температуры фронта потока расплава и геометрии отливки при тонкостенном литье стальных сплавов по газифицируемым моделям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. СПб.: Профессионал, 2007. 408 с.

2. Токарев А.И., Чистяков В.В., Токарев В.А. Новый способ измерения температуры фронта потока при заполнении полости

формы фасонной отливки // Прогрессивные технологические процессы в литейном производстве. Ярославль: ЯПИ, 1986. 58—61 с.

Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук, iva_111k@mail.ru; Наталья Александровна Родионова; Юлия Сергеевна Федулова, канд. техн. наук



И.В. Соловьева (АО ВПК "НПО машиностроения", г. Реутов), В.В. Овчинников, Л.В. Давыденко (Московский политехнический университет)

Исследование свариваемости жаропрочных алюминиевых сплавов 1150 и 1151 в условиях сварки плавлением

Приведены результаты исследования стойкости алюминиевых жаропрочных сплавов 1150 и 1151 против образования горячих трещин при дуговой сварке. Показано, что исследуемые сплавы имеют бо́льшую склонность к образованию горячих трещин при сварке без присадочной проволоки, чем сплав АМг6. Сплавы 1150 и 1151 обладают малой склонностью к формированию пор в сварных соединениях. Это явление связано со спецификой строения оксидной пленки на сплавах системы AI—Си—Mg и малым объемом адсорбированной влаги в структуре оксидной пленки. Предел прочности сварных соединений без термической обработки после автоматической аргонодуговой сварки составляет 72...80 % предела прочности основного материала в состоянии после закалки и естественного старения.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка; жаропрочные алюминиевые сплавы; сварные соединения; испытания при повышенных температурах; горячие трещины; микроструктура соединения.

The research results of durability of aluminium 1150 and 1151 alloys against hot cracks in arc welding are presented. It is shown that studied alloys have slightly greater tendency to hot cracking during welding without filler wire than the AMg6 alloy. 1150 and 1151 alloys have low tendency to formation of pores in the welded joints. This phenomenon is associated with the specific structure of oxide film on Al—Cu—Mg system alloys and low level of adsorbed moisture in structure of oxide film. Tensile strength of welded joints without thermal processing after automatic argon-arc welding is 72...80 % of the tensile strength of the basic material in the state after quenching and natural ageing.

Keywords: argon-arc welding; heat-resistant aluminum alloys; welded joints; elevated-temperature test; hot cracks; microstructure of welded joint.

Введение. При создании новых изделий, работающих при повышенных температурах, появилась потребность в разработке и применении алюминиевых сплавов, имеющих высокие прочностные характеристики при кратковременном нагреве до 300...400 °С [1—4].

В результате многолетних исследований сплавов тройной системы Al—Cu—Mg была разработана гамма деформируемых сплавов M40, 1177, 1551, 1150, предназначенных для эксплуатации при высоких температурах. Химический состав некоторых из этих сплавов приведен в табл. 1.

Сравнительные механические свойства сплавов 1177, 1151 и 1150 представлены в табл. 2 и 3.

Анализ данных табл. 2 и 3 показал, что при нормальной температуре 20 °С сплавы типа 1151

имеют прочностные свойства на уровне традиционного свариваемого сплава 1201 и существенно выше, чем у сплава АМг6.

При температуре 400 °C сплавы типа 1151 обладают высокими механическими свойствами: предел прочности $\sigma_{\rm B}$ до 58...60 МПа при относительном удлинении $\delta = 38...40 \%$ [5, ГОСТ 6996—66].

Испытания показали также, что деформируемые алюминиевые сплавы 1177, 1151 и 1150 практически не имеют остаточной деформации при испытаниях на секундную ползучесть при температуре 400 °С и напряжении 50 МПа за 60 с, в то время как алюминиевые сплавы АМг6 и 1201 имеют остаточную деформацию 0,3...1,0 %.

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Ti	Zn	Cr	Be	Sc	Zr	Содержание примесей	
1150	50.58	1,52,4	0,40,6	0,080,1	0,010,1	—	0.002 0.004	0,040,1	0,050,12		
1151	5,05,8	1,92,4	0,40,55	0,080,12	0,050,08	0,010,04	0,0020,004	0,0020,004	—	—	Не более 0,05
1177	4,75,6	3,24,1	0,320,5	0,080,15	_	_	0,00080,003	0,160,28	0,070,15		

1. Химический состав алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg, % мас.

2. Механические свойства алюминиевых сплавов при температуре 20 °С (лист толщиной 4 мм)

Марка	Состояние	$\sigma_{_B}$	σ _{0,2}	\$ 07
сплава	термообработки	М	0, %	
АМг6	М	355	170	21
1201		430	340	8
M40	T1	389	280	10
1177		380	265	13
1151		430	345	4
01419	_	350	310	8

3. Механические свойства алюминиевых сплавов при температуре 400 °С (лист толщиной 4 мм)

Марка	$\sigma_{_B}$	$\sigma_{0,2}$	s 0%			
сплава	M	0, 70				
M40	$\frac{4050}{46}$	$\frac{4050}{45}$	<u>89,2104,1</u> 97,2			
1177	<u>5558</u> 57	$\frac{5254}{53}$	<u>34,440,1</u> 37,4			
1150	$\frac{5659}{58}$	$\frac{5055}{53}$	$\frac{34,139,4}{36,8}$			
1151	$\frac{6467}{66}$	$\frac{5760}{58}$	$\frac{36,840,0}{38,0}$			
Примечание. Состояние термообработки Т1.						

Для деформируемых термически упрочняемых сплавов 1150, 1151 и 1177 применяют следующие виды термической обработки:

1. Отжиг при температуре 400...420 °C с охлаждением садки с печью до температуры 250 °C.

2. Закалка с температуры 490...500 °С.

3. Естественное старение в течение не менее 7 суток с момента закалки.

Коррозионная стойкость сплавов 1150, 1151 и 1177 находится на уровне сплава Д16чАТ.

При изготовлении конструкций из сплавов 1151, 1150 и 1177 предусматривается использование широкого спектра технологических процессов: механическая обработка, гибка, формообразование. При сборке отдельных узлов и конструкций в целом предусмотрено применение сварки. В связи с этим возникли задачи изучения свариваемости указанных выше сплавов и разработки технологии выполнения сварных соединений.

В данной статье приведены данные по оценке свариваемости и механических свойств сварных соединений сплавов 1151 и 1150.

Методика проведения исследований. Исследовали образцы из листов сплавов 1151 и 1150 тол-

4. Типичные механические свойства основного металла — листы сплавов 1151 и 1150 толщиной 3,5 мм

Марка	$\sigma_{_{B}}$	σ _{0,2}	s %		
сплава	M	0, 70			
1150	421	320	12,2		
1151	443	332	16,2		

Примечания: 1. Все образцы испытывали в состоянии закалка + естественное старение. 2. Направление вырезки образца — продольное.

щиной 3,5 и 7 мм. Механические свойства основного металла исследуемых сплавов приведены в табл. 4.

В качестве присадочного металла применяли присадочную проволоку Cв1177.

Склонность сплавов 1151 и 1150 к образованию горячих трещин определяли по крестовой пробе и по пробе МВТУ. Склонность сплавов к образованию пор в условиях сварки плавлением оценивали по результатам анализа рентгенограмм сварных соединений.

В качестве метода подготовки образцов под сварку использовали шабрение. Присадочную проволоку Св1177 перед сваркой подвергали травлению в щелочи с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты.

Автоматическую аргонодуговую сварку осуществляли на установке для сварки протяженных прямолинейных стыков с присадочной проволокой и на переменном токе на скорости 18 м/ч. Перед выполнением сварки зону шириной 15 мм с лицевой и обратной сторон соединения подвергали зачистке шабером до металлического блеска. Для формирования проплава применяли подкладку из коррозионно-стойкой стали с отверстиями для подачи аргона.

Ручную аргонодуговую сварку проводили с фиксацией образцов в приспособлении на переменном токе от инверторного источника питания "Форсаж-315" при токе дуги 135...140 А. При сварке стыковых соединений листов толщиной 7 мм применяли V-образную разделку кромок с притуплением 1,0...1,2 мм и углом раскрытия кромок 70°. Сварку осуществляли за три прохода, причем первый проход выполняли без присадочной проволоки.

Механические свойства сварных стыковых соединений листов из сплава 1151Т1, полученных автоматической аргонодуговой сваркой на переменном токе с присадочной проволокой Св1177 при нормальной температуре, определяли по стандартной методике согласно ГОСТ 6996—66.

При этом использовали образцы типа XV. Из полученных сварных пластин изготовляли стандартные образцы для определения предела прочности при одноосном растяжении. Испытания проводили на универсальной многоцелевой сервогидравлической машине MTS810.

Микроструктуру листовых полуфабрикатов из исследуемых сплавов, а также сварных соединений изучали по методу микроанализа травленых и нетравленых шлифов на световых микроскопах и с помощью электронно-микроскопического анализа. Для микроанализа шлифов применяли световой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT.

Для травления микрошлифов использовали раствор Келлера (водный раствор 1,5 % HCl; 2,5 % HNO₃; 0,5 HF), для травления макрошлифов — 15%-ный водный раствор NaOH (KOH).

Для электронно-микроскопического анализа изломов соединений после испытаний применяли электронный растровый микроскоп EVO-50 фирмы Carl Zeiss.

Результаты исследований и их обсуждение. Определено, что при ручной аргонодуговой сварке крестовой пробы из сплавов 1150 и 1151 с присадочной проволокой Св1177 указанные сплавы отличаются малой склонностью к образованию кристаллизационных трещин на уровне 4 %.

Оценка склонности исследуемых сплавов к образованию кристаллизационных трещин по методике МВТУ на образцах с надрезом при автоматической аргонодуговой сварке без присадки показала, что склонность к образованию горячих трещин несколько выше, чем для сплава АМг6. Данные по длине трещин в зависимости от ширины образцов представлены на рис. 1.



Рис. 1. Склонность сплавов 1150, 1151 и АМг6 к образованию горячих трещин при сварке по методике МВТУ (сварка автоматическая без присадки)

Наиболее высокая склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке у сплавов 1151 и 1150 проявляется при ширине образца 80 мм.

Анализ рентгенограмм сварных соединений сплавов 1150 и 1151 показал, что они обладают малой склонностью к формированию пор в сварных соединениях. Это явление связано со спецификой строения оксидной пленки на сплавах системы Al—Cu—Mg и малым объемом адсорбированной влаги в структуре оксидной пленки [6].

Механические свойства сварных соединений сплавов 1151 и 1150, выполненные автоматической аргонодуговой сваркой, приведены в табл. 5.

Установлено, что предел прочности сварных соединений без термической обработки после автоматической аргонодуговой сварки составляет 72...80 % предела прочности основного

	σ _в , МПа			Vaca voruõe º		<i>КС</i> U, Дж/см ²			
Направление шва	Ogyanyaŭ	Сварное соединение		угол и	угол изгиоа α,		Сварно	е соединение	
	основнои металл	с выпуклостью и проплавом	с выпуклостью и без проплава	Основной металл	Сварное соединение	металл	по шву	по зоне сплавления	
Сплав 1151									
Вдоль волокна	503	356	358	67	18	15	6	2,5	
Поперек волокна	443	365	361	66	28	15	6,5	3,7	
	Сплав 1150								
Вдоль волокна	455	289	274	42	8,5	17	4	6	
Поперек волокна	432	305	299	41	12	17	4,7	7,2	
Примечание.	Примечание. Приведены средние данные по результатам испытаний по 5 образцам.								

5. Механические свойства сварных соединений листов толщиной 3,5 мм сплавов 1150 и 1151 (автоматическая аргонодуговая сварка с присадочной проволокой Св1177)



Рис. 2. Зависимость предела прочности сварных соединений листов сплава 1151 толщиной 3,5 мм от температуры испытаний

материала в состоянии после закалки и естественного старения.

На рис. 2 приведена зависимость предела прочности сварных соединений листов сплава 1151 толщиной 3,5 мм от температуры испытаний. Сварные соединения сплава 1151 сохраняют достаточную прочность при нагреве до температуры 300...350 °C. Дальнейшее увеличение температуры испытаний сопровождается значительным уменьшением предела прочности сварного соединения, хотя вплоть до температуры нагрева 450 °C он еще сохраняет существенную величину.

В табл. 6 представлены результаты механических испытаний сварных соединений листов сплавов 1151 и 1150 толщиной 7 мм, выполненных ручной аргонодуговой сваркой.

Полученные результаты испытаний свидетельствуют о довольно низкой пластичности металла сварных соединений исследуемых сплавов при ручной аргонодуговой сварке.

6. Механические свойства сварных соединений листов сплавов 1150 и 1151 толщиной 7 мм (ручная аргонодуговая сварка)

			<i>КС</i> U, Дж/см ²					
Образец	σ _в , МПа	α, °	по шву	по зоне сплавления				
Сплав 1150								
Основной металл	$\frac{453460}{455}$	$\frac{4046}{42}$	<u>1618</u> 17					
Сварное соединение	$\frac{208247}{228}$	<u>811</u> 9	$\frac{34}{3,5}$	<u>911</u> 10				
	C	плав 1151						
Основной металл	<u>449468</u> 457	$\frac{4569}{51}$	$\frac{1120}{13}$	_				
Сварное соединение	$\frac{187224}{206}$	<u>1018</u> 12	$\frac{35}{4}$	$\frac{910}{9,5}$				

При сварке термически упрочняемых сплавов системы Al—Cu—Mg под действием сварочного нагрева в околошовной зонах протекают процессы, ухудшающие свойства сварного соединения. В околошовных зонах обнаружены участки металла с различной степенью распада твердого раствора и коагуляции упрочняющих фаз.

При сварке плавлением в непосредственной близости от шва наблюдается зона оплавления границ зерен. Ширина зоны оплавления зависит от режима аргонодуговой сварки.

В сварных соединениях, полученных при сварке листов в термически упрочненном состоянии после закалки и естественного старения, эвтектика располагается в виде сплошной прослойки вокруг зерен. Появление жидких прослоек между зернами снижает механические свойства металла в нагретом состоянии и способствует образованию кристаллизационных трещин.

В структуре сплава 1151 эвтектика по границам зерен выделяется в небольших количествах, что обусловлено химическим составом сплава.

Структура зоны сварного шва мелкозернистая, дезориентированная, что характерно для случая быстрого затвердевания расплавленного металла при переохлаждении (рис. 3, *a*). Установлено, что центральная часть шва состоит из зерен с дендритным строением. Размер зерна в центральной области шва при автоматической аргонодуговой сварке с присадочной проволокой Св1177 варьируется в диапазоне 47...90 мкм.

Структура периферийной части шва, примыкающей к основному металлу, формируется в условиях направленного теплоотвода с высокой скоростью охлаждения, что вызывает возникновение зоны со столбчатым строением кристаллов (рис. 3, *б*). Рост скорости сварки и силы тока дуги приводит к увеличению прочности и пластичности металла шва [7]. Крупнозернистый металл имеет повышенную склонность к образованию горячих трещин при сварке именно по зоне сплавления.

Формирование трещин в зоне сплавления может происходит по следующему механизму. При сварочном нагреве до оплавления границ зерен происходит взаимодействие упрочняющих фаз с контактным плавлением первичного интерметаллида Al_2CuMg с окружающим твердым раствором, которое приводит к возникновению легкоплавкой эвтектики состава [(Al) + Al_2CuMg] с температурой плавления 507 °C (рис. 3, *в*). Данная эвтектика обладает хорошей жидкотекучестью и смачиваемостью, что позволяет ей проникать на некоторое расстояние вдоль границ



Рис. 3. Микроструктура металла шва (a), зоны сплавления (δ) и выделений эвтектики по границам зерен в зоне сплавления (b) при аргонодуговой сварке сплава 1151 (темные включения)

··· • •									
Толщина листа, мм	Диаметр вольфрамового электрода, мм	Ток Число дуги, А проходов		Расход аргона, л/мин	Примечание				
3,5	4	130145	1	78	Без разделки кромок				
7	6	230280	3	810	С разделкой кромок				

7. Ориентировочные режимы ручной аргонодуговой сварки сплавов системы Al-Cu-Mg на переменном токе

Примечание. При сварке листов толщиной 7 мм первый проход выполняется без присадки на токе 220...240 А, второй и третий проходы — с присадкой диаметром 2,5 мм на токе 250...260 А.

8. Ориентировочные режимы автоматической аргонодуговой сварки сплавов системы Al-Cu-Mg на переменном токе

Толщина листа, мм	Диаметр вольфрамового электрода, мм	Ток дуги, А	Ток Скорость дуги, А сварки, м/ч		Расход аргона, л/мин	
3,5 4 130145 1618 3240 78						
Примечание. Сварка за один проход с присадочной проволокой диаметром 2,5 мм.						

зерен. При этом возникают очаги трещин в виде малопластичных включений, которые развиваются под действием напряжений, нарастающих при охлаждении металла шва [8].

На основе проведенных исследований определены параметры режимов ручной и автоматической аргонодуговой сварки листов сплавов 1150 и 1151 толщиной 3,5 и 7 мм (табл. 7 и 8).

Учитывая, что одним из основных факторов, влияющих на формирование эвтектики и горячих трещин при дуговой сварке сплавов 1150 и 1151, является перегрев зоны сплавления, то в качестве мер по повышению свойств сварных соединений системы Al—Cu—Mg можно рекомендовать:

 снижение перегрева околошовной зоны в результате увеличения скорости сварки при использовании более концентрированных источников нагрева (плазменная дуга, лазерный и электронный луч) и импульсного режима дуговой сварки;

- устранение перегрева металла при формировании соединения за счет использования сварки трением с перемешиванием;
- использование для аргонодуговой сварки присадочной проволоки, легированной скандием.

Выводы

1. При аргонодуговой сварке без присадки сплавы 1150 и 1151 проявляют склонность к образованию горячих трещин несколько выше, чем для сплава АМг6. Наиболее высокая склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке у сплавов 1151 и 1150 по пробе МВТУ проявляется при ширине образца 80 мм.

2. Сплавы 1150 и 1151 обладают малой склонностью к формированию пор в сварных соединениях. Это явление связано со спецификой строения оксидной пленки на сплавах системы Al—Cu—Mg и малым объемом адсорбированной влаги в структуре оксидной пленки.

3. Предел прочности сварных соединений без термической обработки после автоматической аргонодуговой сварки составляет 72...80 % предела прочности основного материала в состоянии после закалки и естественного старения.

4. Повышение уровня механических свойств сварных соединений листов сплавов 1150 и 1151 и стойкости к образованию горячих трещин может быть достигнуто вследствие снижения вероятности перегрева металла зоны сплавления (применение концентрированных источников нагрева, импульсного питания дуги, сварки трением с перемешиванием) и введения скандия в присадочную проволоку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология сварки алюминиевого деформируемого сплава 1151 / В.В. Овчинников, А.М. Дриц, И.А. Курбатова, М.А. Гуреева // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2017. № 1. С. 10—15.

2. **Фридляндер И.Н.** Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные сплавы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 9–17.

3. Зыков С.А., Павлова В.И., Осокин В.П. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом полуфабрикатов из алюминиево-магниевых сплавов в широком диапазоне толщин // Вопросы материаловедения. 2015. № 1 (81). С. 229—239.

4. **Якушин Б.Ф., Шиганов И.Н., Бакуло А.В.** Выбор способов и режимов сварки сосудов давления из алюминиевого жаропрочного сплава 1151 // Цветные металлы. 2018. № 2. С. 83–88.

металлы. 2018. № 2. С. 83—88. 5. Овчинников В.В. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов (обзор) // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 4. С. 22—45.

6. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 440 с.

7. Соловьева И.В., Давыденко Л.В., Овчинников В.В. Механические свойства и структура сварных соединений алюминиевого сплава 1151, полученных аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием // Электрометаллургия. 2018. № 6. С. 25—36. 8. Сплав 1570С — материал для герметичных кон-

8. Сплав 1570С — материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК "ЭНЕРГИЯ" / А.В. Бронз, В.И. Ефремов, А.Д. Плотников, А.Г. Чернявский // Космическая техника и технологии. 2014. № 4 (7). С. 52—67.

Ирина Владимировна Соловьева; Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;

Людмила Васильевна Давыденко, канд. техн. наук





МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ

СПРАВОЧНИК Осинцев О.Е., Федоров В.Н.

2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.

Цена 1300 руб.

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, опре-

деляющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

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

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2a, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru. Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru КАЗНЕЛНО-ШТУШИВОЛНОЕ

ПРОИЗВОЙСТВО

УДК 621.7

В.Ю. Лавриненко, А.И. Изикаева

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

К вопросу стойкости штоков ковочных и штамповочных молотов

Отмечено, что наиболее нагруженной деталью ковочных и штамповочных молотов является шток, выходящий из строя в основном вследствие особенностей технологического процесса штамповки и нарушения условий эксплуатации молота, неудовлетворительного качества материала и несовершенства технологии изготовления штоков. Проанализированы и предложены основные мероприятия по повышению стойкости штоков молотов.

Ключевые слова: ковочные и штамповочные молоты; шток молота; баба молота; стойкость штока молота.

The most loaded part of forging and swaging hammers is the rod, failing mainly due to the features of the forging process and violation of the operating conditions of the hammer, poor material quality and imperfect of manufacturing technology of the rods. Basic ways to improve the durability of the hammer rods are analyzed and proposed.

Keywords: forging and swaging hammers; hammer rod; hammer ram; durability of hammers rod.

Прогресс в машиностроении зависит от разработки и внедрения технологических процессов и оборудования, использование которых позволяет повысить качество изготовляемых изделий, увеличить производительность и обеспечить ресурсо- и энергосбережение. Это является актуальной задачей для современного заготовительного производства, в котором ковка и горячая объемная штамповка, — одни из основных способов получения заготовок (поковок) деталей различных форм и размеров.

Применение ковки и горячей объемной штамповки обеспечивает получение стабильного качества поковок, обладающих требуемыми механическими свойствами. Поэтому наиболее ответственные детали машин делают из кованых или штампованных поковок (поковки турбинных дисков, коленчатых валов судовых двигателей и дизелей, вагонных осей, шестерней, маховиков, дисков и др.). По данным ассоциации EUROFORGE (Германия) в настоящее время в мире более 40 % всех изготовляемых поковок получают на ковочных и штамповочных молотах.

Наиболее распространенным типом оборулования для ковки и горячей объемной штамповки являются ковочные и штамповочные молоты. Главные преимущества ковки и горячей объемной штамповки на молотах - кратковременность процесса деформирования (не более 0,01 с), обеспечивающая минимальное остывание поверхности нагретой заготовки; возможность получения при ковке крупных поковок; необходимость сравнительно небольших сил деформирования при ковке относительно крупных по массе и сложных по конфигурации поковок, и вследствие этого возможность использования оборудования относительно небольшой мощности; простота конструкции и управления, невысокая стоимость ковочных и штамповочных молотов; применение при ковке универсальных машин и универсального инструмента, что снижает затраты на оборудование и инструмент в основном при единичном и мелкосерийном производствах [1-3].

Главные размерные параметры молотов с неподвижным шаботом: масса и эффективная кинетическая энергия падающих частей. Основными видами ковочных молотов являются приводные пневматические и паровоздушные молоты, предназначенные для выполнения операций ковки на плоских и вырезных бойках. Ковочные пневматические молоты выпускают с массой падающих частей 30...1000 кг, с энергией удара 0,8...28 кДж. Такие молоты применяют для ковки мелких поковок от 0,3 до 20 кг в индивидуальном и мелкосерийном производствах, ремонтных подразделениях крупных производств и в кузницах малых предприятий.

Ковочные паровоздушные молоты выпускают с массой падающих частей 1000...8000 кг, с энергией удара 25...200 кДж и применяют для ковки мелких и средних поковок от 20 до 350 кг.

В настоящее время ковочные пневматические и паровоздушные молоты с массой падающих частей 150...1000 кг и энергией удара 2,5...30 кДж изготовляют в АО ВЗКПО "Воронежпресс им. М.И. Калинина", с массой падающих частей 50...250 кг и энергией удара 9...56 кДж — в ОАО АМЗКПО "АКМА" и ООО "НелидовПрессМаш".

Основные виды штамповочных молотов — паровоздушные молоты, фрикционные молоты с доской, молоты с гидравлическим приводом, бесшаботные и высокоскоростные молоты.

Паровоздушные штамповочные молоты имеют массу падающих частей 630...25 000 кг, энергию удара 16...630 кДж. По устройству эти молоты мало отличаются от ковочных молотов, однако имеют существенные отличия, обусловленные повышенными требованиями к точности поковок и жесткости удара.

Особенностью штамповочных молотов является большее отношение массы шабота к массе падающих частей (до 20) по сравнению с ковочными молотами.

Наиболее уязвимое место ковочных и штамповочных молотов — узел падающих частей молотов [1—4], состоящий из поршня 1, штока 2, бабы 3 и соединительных деталей 4-6 (рис. 1).

На конический конец штока 2 (угол конусности 1,25...2,30°) напрессован поршень I, в котором расположены разрезные пружинные кольца 6, обеспечивающие уплотнение по стенам рабочего цилиндра. Шток 2 с поршнем I вставляют в рабочий цилиндр молота, устанавливают бабу 3 и ударом забивают шток 2 в бабу 3. В бабе имеется цилиндрическое отверстие с расположенным в нем разрезным стальным сухарем 4с внутренней конической поверхностью с латунной прокладкой 5 толщиной 1...2 мм для выемки штока из бабы. Конический конец штока 2



Рис. 1. Типовой узел падающих частей молота: *1* — поршень; *2* — шток; *3* — баба; *4* — сухарь; *5* — латунная

прокладка; 6 — разрезные пружинные кольца

распирает прокладку 5 и разрезной сухарь 4 и

плотно крепится к бабе *3*. По производственным данным кузнечных цехов крупнейших предприятий (ПАО "Уралмашзавод",

ПАО "Уральская кузница", АО "Петербургский тракторный завод", АО "ММЗ "Авангард" и др.), наиболее нагруженной и часто выходящей из строя деталью молота является шток молота.

К основным причинам поломок штоков можно отнести:

 особенности технологического процесса штамповки и нарушение условий эксплуатации молота (несимметричное расположение ручьев в штампе, вызывающее односторонний изгиб штока при штамповке и существенно снижающее стойкость штока, увеличенные зазоры между бабой и направляющими молота);

— неудовлетворительное качество материала и несовершенство технологии изготовления штоков.

Замена поломанных штоков ковочных и штамповочных молотов в кузнечных цехах маши-

ностроительных предприятий требует значительных материальных затрат, а срок службы штоков является в настоящее время очень небольшим — в среднем от 2 месяцев до 1 года [1—4].

Обычно штоки ломаются "заподлицо" с верхним торцом бабы молота или в его конической части, запрессованной в бабу. Это вызвано характером напряженного состояния материала штока в месте поломок: продольными напряжениями от действия массовых сил при резком торможении падающих частей, напряжениями изгиба вследствие изгиба бабы при эксцентричном ударе и постоянно действующими поперечными напряжениями сжатия от посадки штока с натягом [3]. Излом штока имеет явно выраженный усталостный характер разрушения (рис. 2).

Для повышения стойкости штоков молотов будут полезны мероприятия, исключающие ковку и штамповку в эксцентрично расположенных заготовительных и черновых ручьях за счет применения периодического проката или вальцованных заготовок.

Также необходимо строго выдерживать величину зазоров между бабой и направляющими молота. Для штамповочных молотов: 0,2...0,35 мм на сторону для мелких и средних молотов и 0,4...0,5 мм — для крупных. Для ковочных молотов допустимы зазоры 0,25...0,375 мм на сторону независимо от размеров молота.

Стойкость и срок службы штоков молотов, кроме условий работы, существенно зависят от качества материала, из которого они изготовлены. Наиболее желательно изготовление штоков молотов из хромоникельмолибденовых сталей, например, 38ХНЗМФА, ХНЗМ или 40ХНМА.



Рис. 2. Изломы штока штамповочного молота с массой падающих частей 16 т (по данным АО "Петербургский тракторный завод")

Допустимы также хромоникелевые стали (30XH3A, 40XH, 18XHBA и др.) [2–3].

Стойкость штока будет существенно снижаться, если исходная заготовка имеет металлургические дефекты (флокены, расслоения, рыхлости и др.), при этом штоки будут ломаться в любом месте по его длине.

Также важно обеспечить правильную термическую обработку штока. Перед обдиркой исходную заготовку подвергают нормализации с отпуском до твердости 270 НВ. При окончательной термической обработке 2/3 длины штока от конца, загоняемого в бабу, закаливают по тепловому режиму для данной марки стали с охлаждением в масле до температуры 400...450 °C. Затем шток охлаждают до 150 °C в утепленной яме. Окончательная твердость штока должна быть не менее 39...44 HRC [3].

Для стойкости штоков большое значение имеет состояние их поверхности: рекомендуется проведение шлифования поверхности штока для обеспечения параметра шероховатости $R_z =$ = 0,63...0,32 мкм для устранения концентраторов в виде трещин, надрезов и т.п. Некоторые исследователи рекомендуют проведение полирования поверхности штока, а также обкатку роликом [3].

В работе [5] предложена технология поверхностного упрочнения поверхности штоков ковочных и штамповочных молотов электромеханической обработкой и последующим алмазным выглаживанием поверхности штока молота в зоне посадочной части без шлифования и полирования. Применение данной технологии позволит получить твердость поверхности штока 48...52 HRC с большой степенью и глубиной упрочнения поверхности (до 30 мм), что может повысить стойкость штоков до 1,5—2 раз.

Согласно производственным данным, важным мероприятием по снижению числа поломок штоков молотов является его предварительный равномерный подогрев до температуры 150...250 °C, особенно при работе молота в зимнее время.

Применение чугунных переходных втулок из чугуна позволяет устранить схватывание поверхностей бабы и штока молота и возникновение усталостных трещин в штоке, что по опыту ряда предприятий обеспечивает повышение стойкости штоков примерно в 2 раза [4].

В работе [6] предложена конструкция штока с полостями переменного сечения, расположенными от концевого участка штока со стороны, противоположной месту заделки штока в бабу молота. По мнению авторов [6], применение штока данной конструкции позволяет снизить нагрузки, возникающие в месте заделки штока в бабу, и увеличить стойкость штока. Снижение напряжений достигается перераспределением напряжений при ударном воздействии в различных сечениях штока. Однако резкие изменения площади поперечного сечения штока могут являться концентраторами напряжений.

Перспективным направлением повышения стойкости штоков ковочных и штамповочных молотов является использование бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков, которое приводит к существенному снижению силы ударного деформирования (до 1,3 раза) и, соответственно, к повышению стойкости штока вследствие снижения на него нагрузки [7—9].

На рис. 3 приведена конструкция бабы штамповочного молота с массой падающих частей 1 т, используемой в кузнечном цехе АО "MM3 "Авангард" (г. Москва). Внутрь цилиндрических отверстий, выполненных в корпусе бабы молота, помещали стальные шарики наполнителя, установленные в специальные сепараторы.

Модернизация штамповочного молота M2140 путем замены стандартной бабы на бабу с наполнителем в виде стальных шариков позволила уменьшить число ударов молота в среднем в 1,1— 1,2 раза по сравнению со стандартной бабой молота при соответствии размеров полученных поковок требованиям чертежа [10].

В настоящее время в АО "MM3 "Авангард" проводятся экспериментальные исследования для комплексной оценки технико-экономической эффективности использования бабы молота с наполнителем для снижения расхода энергии и затрат на производство, а также повышения стойкости штока молота.

Кроме этого, можно отметить тенденцию к изготовлению паровоздушных штамповочных молотов с толстыми штоками, откованными вместе с поршнем и бабой. Такие молоты имеют короткий ход, шток при разборке может выниматься из цилиндра. Распределение энергоносителя проводят с помощью клапанов, а управление молотом — с помощью клапанов, а управление молоты с толстыми штоками, выпускаемые фирмой ВЕСНЕ (Германия), имеют массу падающих частей от 1600 кг и энергию удара от 16 кДж [1—3].

По данным крупнейшего производителя кузнечно-прессового оборудования компании SCHULER (Германия), ковочный молот с массой падающих частей 3 т непрерывно работает в три смены в течение месяца. При этом баба



Рис. 3. Конструкция бабы молота с наполнителем: 1 — корпус бабы; 2 — сепараторы; 3 — шарики; 4 — крышка

молота совершает примерно 20 000 ударов по заготовкам. После этого, независимо от наличия или отсутствия поломки, проводят предупредительную замену штока молота, не ожидая его возможной поломки и аварийной остановки оборудования.

Заключение. Наиболее нагруженной деталью ковочных и штамповочных молотов является шток, выходящий из строя в основном вследствие особенностей технологического процесса штамповки и нарушения условий эксплуатации молота, неудовлетворительного качества материала и несовершенства технологии изготовления штоков.

Основными мероприятиями по повышению стойкости штоков молотов должны являться обеспечение применения хромоникельмолибденовых или хромоникелевых сталей для изготовления штоков, а также строгое соблюдение технологических режимов их термической обработки.

Также необходимо строго выдерживать величину зазоров между бабой и направляющими молота. Для штамповочных молотов: 0,2...0,35 мм на сторону для мелких и средних молотов и 0,4...0,5 мм — для крупных. Для ковочных молотов допустимы зазоры 0,25...0,375 мм на сторону независимо от размеров молота.

Для повышения стойкости штоков ковочных и штамповочных молотов может быть рекомендована технология поверхностного упрочнения поверхности штоков электромеханической обработкой с последующим алмазным выглаживанием поверхности штока молота в зоне посадочной части, позволяющей получить большую степень и глубину упрочнения поверхности.

Перспективным направлением повышения стойкости штоков ковочных и штамповочных молотов является использование бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков, которое приводит к существенному снижению силы ударного деформирования и, соответственно, к повышению стойкости штока вследствие снижения на него нагрузки до 2—3 раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 717 с.

2. Живов Л.И., Овчинников А.Г., Складчиков Е.Н. Кузнечно-штамповочное оборудование: учебник для вузов / под ред. Л.И. Живова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 560 с.

3. **Живов Л.И., Овчинников А.Г.** Кузнечно-штамповочное оборудование. Молоты. Ротационные машины. Импульсные штамповочные устройства. Киев: Вища школа, 1972. 280 с.

4. **Трусковский В.И.** Конструирование и расчет соударяющихся частей штамповочных молотов: учебное пособие. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010. 58 с.

5. Изикаева А.И., Лавриненко В.Ю. Повышение эксплуатационной стойкости узлов ковочных и штамповочных молотов // Инновационные технологии реновации в машиностроении: сборник трудов Междунар. науч.-техн. конф., посвященной 150-летию факультета "Машиностроительные технологии" и кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана. М.: ИИУ МГОУ, 2019. С. 360—363.

6. Санкин Ю.Н., Юганова Н.А. Шток ковочного молота с отверстиями ступенчато-переменного сечения // Современные проблемы науки и образования. 2012. № 6. URL: www.science-education.ru/106-7499 (дата обращения 22.04.2019).

7. Патент на изобретение РФ № 2438825. Баба молота / А.Е. Феофанова, В.А. Демин, С.А. Евсюков, В.Ю. Лавриненко, Е.И. Семенов. Опубл. 10.01.2012, Бюл. № 1.

8. **Патент** на полезную модель РФ № 182 268. Баба молота № 1 / В.Ю. Лавриненко, В.А. Демин, И.С. Чуваев. Опубл. 09.08.2018, Бюл. № 22.

9. Лавриненко В.Ю. Повышение энергоэффективности кузнечно-штамповочного оборудования ударного действия // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 11. С. 502—508.

10. Лавриненко В.Ю., Чекалов В.П., Аюпов Т.Х. Применение бабы молота с наполнителем для модернизации штамповочного молота с массой падающих частей 1000 кг // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 1. С. 21–24.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук, vlavrinenko@bmstu.ru; Алия Ильдаровна Изикаева

В.Г. Шибаков, Д.Л. Панкратов, Р.А. Хайруллин, Д.Д. Панкратов, Р.С. Низамов, Л.М. Низамова (Набережночелнинский институт КФУ)

Обоснование требований к точности заготовки для прецизионной штамповки шестерен

Рассмотрены основные факторы, определяющие точность заготовки для прецизионной горячей объемной штамповки. Описаны способы обеспечения точности заготовки.

Ключевые слова: заготовка; вариабельность; осадка.

The main factors determining the accuracy of the blank for precision hot die forging are considered. Ways to ensure the accuracy of the blank are described.

Keywords: blank; variability; upsetting.

Возможность реализации преимуществ прецизионной штамповки определяется созданием условий для формирования точной поковки или части ее поверхностей, где необходимость последующей механической обработки отпадает. При штамповке отклонения геометрических размеров получаемых поковок от требований чертежа определяются вариацией упругой деформации пресса и штамповой оснастки.

Таким образом, для увеличения точности отштампованных поковок следует повышать жесткость пресса и штампа или добиваться идентичности технологических факторов, влияющих на вариацию силы деформирования для всех поковок. К числу таких факторов относятся:

- температура конца штамповки $\Delta T_{\text{к.ш}}$, °C;
- время штамповки *t*, c;
- вариабельность объема штампуемой заготовки — ΔV_{3ar} , мм³ или массы ΔM_{3ar} , г;
- контактные условия, шероховатость рабочей поверхности штампа — *R*;
- условия нанесения и тип смазки, влияющие на коэффициент трения — μ;
- центрирование заготовки в штампе (*e* = 0, *e* > 0) при соосной и несоосной установке соответственно.

При условии постоянства жесткости пресса C_n , жесткости технологической оснастки C_o точность поковок по высоте определяется стабильностью силы деформирования:

$$\lambda = \frac{P_{\pi}}{C}$$

где $P_{\mu} = f(T, V_{3ar}, \mu, R, e)$ — сила деформирования;

С — жесткость, определяемая по зависимости

$$C=5(1+a)\frac{P_{\rm H}^2}{\tau},$$

где *P*_н — номинальная сила пресса;

 т — кинетическая энергия, расходуемая прессом на ходе деформирования;

а — коэффициент, определяющий потери энергии на трение в кинематических парах пресса:

$$a=\frac{1-\eta_{\mathrm{M}}}{\eta_{\mathrm{M}}}=\frac{1}{\eta_{\mathrm{M}}}-1,$$

где $\eta_{\rm M}$ — механический КПД.

Основное влияние на величину $\Delta P_{\rm d}$ оказывают $\Delta T_{\rm K.III}$ и $\Delta V_{\rm 3ar}$. При современном оснащении кузнечного производства с использованием систем механизированной и автоматизированной передачи заготовки от нагревательного устройства к прессу и перемещении полуфабриката по переходам штамповки, а также с использованием систем автоматической смазки определяющее значение для $\Delta T_{\rm K.III}$ будет иметь стабильность температуры нагрева заготовки перед штамповкой.

Из графиков сил деформирования (рис. 1), полученных моделированием процесса штамповки из заготовки различного объема при температуре 1200 °С, видно, что силы деформирования в окончательном переходе для номинального $V_{\rm ном}$ и максимального $V_{\rm max}$ объема заготовки сравнительно близки и составляют 9,1 МН. Снижение силы до 8,2 МН для минимального $V_{\rm min}$ объема заготовки связано с уменьшением ширины подпора со стороны облойного мостика.



бровку волочением. При этом достигаемая точность h8—h11 и параметр шероховатости *Ra* не более 1,25 мкм.

Влияние типа используемой заготовки на ее отклонение массы приведено в табл. 2.

Таким образом, величина ΔM для заготовок различной точности прокатки (от A до B) и типа (см. рис. 2) варьируется от 0,021 до 0,176 кг.

После отрезки заготовок для шестерни на дисковом отрезном станке P-150B замеряли массу заготовок типа θ (см. рис. 2). Гистограмма распределения масс заготовок приведена на рис. 3. Pазрешающая способность используемых при замерах весов — 10 г (0,01 кг). Pезультаты показали разброс $\Delta M =$ = 0,03 кг, что соответствует откло-



Отклонение объема штампуемой заготовки в основном зависит от типа применяемого проката и способа его резки на мерные заготовки. Согласно ГОСТ 2590— 2006 по точности прокатки прокат стальной горячекатаный круглый изготовляют: А1 — высокой точности; Б1 — повышенной точности; В1 — обычной точности.

обычной точности. тры проката для загото*а* – по ГОСТ 2590–2006; *в* – по 1

Параметры проката для заготовок, используемых при штамповке

шестерен дифференциала автомобиля КАМАЗ, и соответствующий разброс масс при постоянной длине приведены в табл. 1.

Для повышения качества и точности поверхности прутков проводят обточку, шлифование, кали-

1. Параметры проката для заготовок Ø60×150 мм

Параметр	Точность прокатки				
параметр	A1	Б1	B1		
Предельные отклонения диаметра, мм	+0,1	+0,3	+0,5		
	-0,9	-1,1	-1,1		
Разброс массы заготовки ΔM , кг	0,110	0,154	0,176		

2. Расчетное отклонение массы ΔM заготовки \emptyset 60×150 мм в зависимости от ее типа и точности прокатки

Тип	ΔM , кг, при точности прокатки						
заготовки	A1	Б1	B1				
а	0,110	0,109					
б	0,154	0,152	0,021				
в	0,176	0,175					



Рис. 2. Типы используемых заготовок:

a — по ГОСТ 2590—2006; δ — частично обточенная из заготовки по ГОСТ 2590—2006; s — по ГОСТ 14955—77 по квалитету h11

нению при использовании обточенной заготовки (см. табл. 2).

Для случая отрезки на пресс-ножницах FICEP-1000 предельные допустимые отклонения формы и размеров заготовки представлены на рис. 4, *а*. При этом разброс масс между минимально и максимально возможными отклонениями формы заготовки при постоянстве диаметра



Рис. 3. Гистограмма распределения масс заготовок



Рис. 4. Заготовка, полученная операцией отрезка (рубка) на прессножницах (a) и операцией отрезка (пиление) на пиле (б):

* — размеры относятся и обоим концам заготовки; размеры даны в холодном состоянии



Рис. 5. Неравномерность течения металла при осадке рубленой заготовки

составляет ~0,1 кг. В случае отрезки заготовки на дисковом отрезном станке P-150В точность подачи металлопроката выше, при этом существенно ниже смятие и косина реза торцов заготовки. Отклонения формы и размеров заготовки приведены на рис. 4, *б*. Для этого случая разница по массе между минимально и максимально возможными отклонениями формы заготовки составляет ~0,02 кг.

Использование заготовки после рубки на прессножницах приводит при ее осадке к существенному искажению формы осаживаемой заготовки (рис. 5). Меньшее по сравнению с рубкой на пресс-ножницах отклонение по косине торца заготовки для случая резки на пилах обеспечивает лучшую устойчивость заготовки при операции осадки, что минимизирует риск неравномерного распределения металла ($e \approx 0$) при формообразовании переходов [1, 2].

Последующая прецизионная штамповка шестерен показала (рис. 6, см. обложку), что использование заготовки, отрезанной пилением (см. рис. 4, δ), приводит к существенному повышению точности штампуемого зубчатого венца [3]. Использование рубленой заготовки (см. рис. 4, a) не обеспечивает однозначную укладку в штамповочный ручей, что может приводить к образованию складки и зажима [4]. Кроме того, снижается точность формообразования зубчатого венца (см. рис. 6, см. обложку).

Заключение. Оценен разброс масс заготовок в зависимости от точности прокатки исходного металлопроката. Видно, что разброс для точности прокатки А1 для заготовки на шестерню дифференциала составил 110 г. Для прецизионной штамповки рекомендуется использовать обточенную заготовку. Применение полностью обточенной заготовки позволило снизить вариабельность массы заготовки до 21 г для

шестерни, т.е. более чем в 5 раз. Снижение вариабельности массы исходной заготовки позволяет повысить точность прецизионной штамповки.

Помимо качества поверхности и точности заготовки немаловажную роль для обеспечения условий прецизионной штамповки играет технология отрезки исходной заготовки. Показано, что рубленая заготовка приводит к неравномерному течению металла в плоскости разъема штампа и увеличивает риск потери устойчивости в процессе осадки. Точность формообразования зубчатого венца шестерни в этом случае также ниже по сравнению с отрезанной пилой заготовкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Выбор рациональной системы переходов при прецизионной штамповке зубчатого венца шестерен / Р.А. Хайруллин, Р.С. Низамов, Д.Л. Панкратов, В.Г. Шибаков // Материалы VIII Междунар. науч.техн. конф. "Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы — 2017" (МНТК "ИМТОМ—2017"). Ч. 1. Казань, 2017. 388 с.

2. **Improvements** in the process of boss bar upset forging into a horizontal forging machine with the aim of joint knuckle forging quality improvement / D.L. Pankratov, R.S. Nizamov, I.Zh. Kharisov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 134 (2016) 012044. DOI: 10.1088/1757-899X/134/1/012044.

3. Systems Analysis of Process Control Capabilities for Forging Accuracy / V.G. Shibakov, D.L. Pankratov, R.A. Khairullin // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 265. P. 1110–1115.

4. Surface quality assurance of ring gear during precision stamping of gearwheels / V.G. Shibakov, D.L. Pankratov, R.S. Nizamov, R.A. Hairullin // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 412 (2018) 012073. DOI: 10.1088/1757-899X/412/1/012073.

Владимир Георгиевич Шибаков, vladshib50@gmail.com; Дмитрий Леонидович Панкратов, д-р техн. наук; Руслан Айратович Хайруллин; Данил Дмитриевич Панкратов; Равиль Салимович Низамов; Лилия Миннуровна Низамова

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.778.016.3.004.18

Г.Н. Гурьянов (ОАО "НИИМетиз", г. Магнитогорск)

Характер влияния параметров деформации на осевое напряжение и оптимальный угол волочения проволоки из материалов с разными кривыми упрочнения. Часть 2. Оптимальный угол волочения как результат взаимного влияния на осевое напряжение контактного трения и деформации сдвига проволоки на входе и выходе рабочего конуса волоки*

Для шести моделей упрочнения приведены зависимости от угла волочения для прироста осевого напряжения от суммарного действия контактного трения и деформации сдвига материала проволоки на входе и выходе рабочего конуса волоки, а также для доли этого прироста в напряжении волочения при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. Кривые для прироста напряжения и его доли имеют минимум при оптимальном угле волочения. В зависимости от угла волочения показаны прирост осевого напряжения на осуществление пластического формоизменения заготовки в проходе волочения и доля этого прироста в напряжении волочения. При разных моделях упрочнения линии для прироста параллельны оси абсцисс, а кривые для доли этого прироста в напряжении волочения имеют максимум при оптимальном угле рабочего конуса. Показано одинаковое значение оптимального угла волочения на графиках для осевого напряжения на выходе рабочего конуса, калибрующего пояска и для прироста осевого напряжения от суммарного действия трения и деформации сдвига и доли этого прироста в напряжении на выходе рабочего конуса и пояска в зависимости от угла рабочего конуса. Графическим способом показано отсутствие влияния калибрующего пояска на оптимальный угол волочения. Сумма долей в напряжении волочения прироста осевого напряжения от контактного трения в рабочем конусе и пояске волоки, прироста осевого напряжения от деформации сдвига и пластического формоизменения заготовки в проходе волочения равна 100 % при отсутствии противонатяжения. Технолог проволочного производства при разработке маршрутов волочения должен учитывать зависимость оптимального угла рабочего конуса не только от значений коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонатяжения, но и от формы кривой упрочнения материала проволоки.

Ключевые слова: волочение; проволока; калибрующий поясок волоки; критерий эффективности противонатяжения; осевое напряжение; коэффициент контактного трения; оптимальный угол волочения.

The dependences on the drawing angle for the increase in the axial stress from the total action of contact friction and the shear deformation of the wire material at the input and output of the working cone of the die, and also for the fraction of this increase in the drawing stress for different values of the drawing and friction coefficients and the back-pull stress are presented for six hardening models. The curves for the increase in stress and its fraction have minimum at the optimum drawing angle. The increase of the axial stress on the plastic shaping of the workpiece in the drawing and the fraction of this increase in the drawing stress are shown depending on the drawing angle. The lines for increase are parallel to the abscissa axis, and the curves for the fraction of this increase in the drawing stress have maximum at the optimum working cone angle for different models hardening. The same value of the optimal drawing angle is shown on the graphs for the axial stress at the output of the

^{*} Начало см. № 5 за 2019 г.

working cone, the die parallel and for the increase in the axial stress from the total friction and shear deformation and the fraction of this increase in the stress at the output of the working cone and the die parallel, depending on the working cone angle. The absence of the influence of the die parallel on the optimum drawing angle is shown by graphically. The sum of the fractions in the drawing stress of the increase in the axial stress from the contact friction in the working cone and the die parallel, the increase in the axial stress due to shear deformation and the plastic shaping of the billet in the drawing is 100 % in the absence of back stress. The technologist of wire production in the development of drawing routes should take into account the dependence of the optimum working cone angle not only on the values of the drawing and friction coefficients, the back-pull stress, but also on the shape of the hardening curve of the wire material.

Keywords: drawing; wire; die parallel; back stress; effectiveness criterion; axial stress; contact friction coefficient; optimum drawing angle.

Во второй части статьи приведены результаты расчета по формулам, приведенным в первой части [22]. Обозначения параметров и показателей, номера формул и ссылок на источники библиографического списка одинаковые в обеих частях статьи. Новые формулы, таблицы и рисунки в этой части статьи получили свою нумерацию.

Прирост осевого напряжения от контактного трения σ_{zf} с ростом угла волочения α уменьшается (см. рис. 3 и 4) [22]. При этом прирост осевого напряжения от сдвига металла σ_{cd} увеличивается (см. рис. 7) [22]. Поэтому представляет интерес установить характер зависимости суммарного прироста $\sigma_{z6} = \sigma_{zf} + \sigma_{cd}$ от угла α при разных моделях упрочнения.

На рис. 1 приведены зависимости от угла волочения α для напряжения $\sigma_{z\delta}$ от прироста осевого напряжения от действия контактного трения σ_{zf} и деформации сдвига σ_{cd} и для доли δ напряжения $\sigma_{z\delta}$ в осевом напряжении σ_z на выходе рабочего конуса и пояска волоки

$$\delta = 100 \left(\sigma_{zf} + \sigma_{cd}\right) / \sigma_z \,. \tag{1}$$

Напряжение σ_{zf} включает прирост осевого напряжения от действия контактного трения в рабочем конусе и калибрующем пояске. Сумма напряжений $\sigma_{zf} + \sigma_{cd}$ и доля δ отражают бесполезные затраты энергии при волочении. Зависимости рис. 1 построены при принятых моделях упрочнения и значениях напряжения противонатяжения, коэффициентах вытяжки $\mu = 1,25$ и 1,50 и трения f = 0,075 и 0,15.

Рассмотрим характер зависимостей при отсутствии калибрующего пояска (см. рис. 1, a-3). Кривые для напряжения σ_{z6} и доли δ этого напряжения имеют минимум при оптимальном угле волочения α_{ont} . Увеличение коэффициента трения от 0,075 до 0,15 при коэффициенте вытяжки 1,25 привело к повышению напряжения σ_{z6} и доли δ этого напряжения вследствие роста напряжения σ_{zf} от действия контактного трения. Это следует из сравнения рис. 1, *a* и рис. 1, *в* для напряжения σ_z и рис. 1, δ и рис. 1, *е* для доли δ . При увеличении коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,50 при коэффициенте трения 0,075 также повысилось напряжение σ_z (∂), но уменьшилась доля δ (e). При отсутствии противонатяжения кривые 1 и 2 для доли δ располагаются ниже других линий (δ , e, e). Кривые 1 и 2 выше других линий при действии противонатяжения и коэффициенте вытяжки 1,50 (3) в широком интервале изменения угла α . При этом линия 2 находится ниже кривой 1. При отсутствии противонатяжения линии 4-6 для доли δ находятся близко.

Из сравнения соответствующих кривых на рис. 1, a, δ и рис. 1, u, κ при коэффициентах вытяжки 1,25 и трения 0,075 и отсутствии противонатяжения следует увеличение напряжения σ₇₆ и доли б этого напряжения от действия пояска. При отсутствии и наличии пояска порядок расположения вдоль оси ординат кривых одинаковый для напряжения _{бло} и разный для доли б. От действия противонатяжения уменьшились показатели σ_{z6} и δ (см. рис. 1, и, к и л, м). Линии для доли δ при разных моделях упрочнения пересекаются при отсутствии противонатяжения (κ , o) и не пересекаются при действии противонатяжения (м). От повышения коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,50 при коэффициенте трения 0,075 и отсутствии противонатяжения увеличилось напряжение σ_{z6} и уменьшился показатель б, что дало сравнение расположения соответствующих линий на рис. 1, и и рис. 1, *н*, на рис. 1, *к* и рис. 1, *о*.

Кривые рис. 1 показывают смещение их минимума в сторону увеличения угла волочения α при росте коэффициентов вытяжки и трения и уменьшение абсциссы минимума кривых от действия противонатяжения при принятых моделях упрочнения. При этом минимум кривых 1 и 2 находится заметно правее, чем минимум кривых 3—6.

Прирост осевого напряжения на осуществление пластического формоизменения проволочной заготовки при моделях упрочнения (1) и (2) [22] рассчитывали по соответствующим формулам [6]:

$$\sigma_{zd} = \sigma_{\mathrm{T}0} \left(\mu^k - 1 \right) / k; \qquad (2)$$

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



$$\sigma_{zd} = \sigma_{T0} \ln \mu + \frac{m}{n+1} (\ln \mu)^{n+1}.$$
 (3)

Доля прироста напряжения σ_{zd} в осевом напряжении σ_z на выходе рабочего конуса и пояска:

$$\delta = 100\sigma_{zd} / \sigma_z \,. \tag{4}$$

Зависимости от угла волочения α для напряжения σ_{zd} и доли этого напряжения при отсутствии δ_1 и действии противонатяжения δ_2 приведены на рис. 2.



5-(22); 6-(23)

Данные рис. 2 определены при значениях параметров деформации, которые использованы при построении графиков на рис. 1.

Формулы (15) и (16) [22] не содержат угол волочения α. Поэтому линии для напряжения σ_{7d} параллельны оси абсцисс. Напряжение σ_{zd} пропорционально среднему значению предела текучести в очаге пластической деформации. Этим объясняется характер расположения линий для волочения σ_{zd} на рис. 2: линия 1 для латуни (18) ниже, а линия 3 для модели (20) выше других прямых. Из-за отсутствия в формулах (15) и (16) коэффициента трения наблюдаются одинаковые данные на рис. 2, *а* и *г*. Напряжение σ_{zd} не зависит от калибрующего пояска. Поэтому одинаковые значения напряжения σ_{zd} на рис. 2, κ и a, c. Увеличение коэффициента вытяжки от 1,25 (a) до 1,50 (ж) при коэффициенте трения 0,075 привело к заметному повышению напряжения σ_{гд}. Доля δ_1 прироста напряжения σ_{zd} при отсутствии противонатяжения больше доли б2 при наличии противонатяжения. Кривые для показателей δ₁ и δ_2 имеют максимум при оптимальном угле α_{ont} . Показатели δ_1 и δ_2 уменьшились при увеличении коэффициента трения от 0,075 (б, в) до 0,15 (д, е) при коэффициенте вытяжки 1,25. При коэффициенте трения 0,075 рост коэффициента вытяжки от 1,25 (б, в) до 1,50 (з, и) вызвал увеличение показателей δ₁ и δ₂. Кривые 1 и 2 для долей δ₁ и б₂ выше других линий при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонатяжения и длины калибрующего пояска. Наличие пояска вызвало повышение напряжения волочения σ_z при сохранении величины σ_{zd}, что привело к уменьшению значений показателей δ_1 и δ_2 на рис. 2, *л*, *м* в сравнении с их значениями на рис. 2, в, г.

На рис. 3, a-e для моделей упрочнения (18), (19) и (21) от угла волочения α построены зависимости для напряжения $\sigma_{z6} = \sigma_{zf} + \sigma_{cd}$ (кривые 1 - 3), напряжения на выходе рабочего конуса и пояска волоки ($\sigma_{z\kappa}$ и σ_z , кривые 4-6) и доли δ , %, напряжения σ_{z6} в величине напряжений $\sigma_{z\kappa}$ и σ_z . На рис. 3, $\mathcal{K}-\kappa$ приведены зависимости для тех же показателей при модели (19) и разных параметрах деформации. Зависимости на рис. 3, a-3 построены при отсутствии калибрующего пояска, а на рис. 3, Λ , M — при его наличии с длиной и радиусом 1 мм. При наличии пояска напряжение σ_{z6} включает также прирост осевого напряжения в пояске ($\sigma_{z6} = \sigma_{zf} + \sigma_{cd} + \sigma_{zn}$).

Все кривые рис. 3 имеют минимум. Для каждой модели через точки минимума кривых для напряжений $\sigma_{z\delta}$, $\sigma_{z\kappa}$, σ_{z} и показателя δ проведены вертикальные линии. Вертикальные линии в точках пересечения с осью абсцисс фиксируют значения оптимального угла волочения аонт. На рис. 3, ж—к вертикальные линии соединяют точки минимума при одинаковых параметрах деформации проволоки из нержавеющей стали 12X18H10T (19). Для латуни (18) на рис. 3, *а*-е сплошные линии 1 и 4 для напряжений σ_7 и σ_{7K} находятся ниже соответствующих линий при моделях упрочнения (19) и (20). При этом сплошная линия 7 для показателя δ при модели упрочнения (18) находится ниже соответствующих линий 8 и 9 при отсутствии противонатяжения (а, в, д) и выше линий 8 и 9 при действии противонатяжения (б, г, е). Для нержавеющей стали с моделью упрочнения (19) напряжения σ_7 и σ_{7K} больше соответствующих напряжений при модели упрочнения (21): штриховая линия 2 выше штрихпунктирной линии 3 для напряжения σ₇, а штриховая линия 5 выше штрихпунктирной линии 6 для напряжения σ_{rk} . Вертикальная линия, проходящая через минимумы кривых 3, 6 и 9 при модели упрочнения (21), показывает меньшее значение оптимального угла волочения α_{опт}. Угол α_{опт} для латуни (18) определяется вертикальной линией, проходящей через минимум сплошных кривых 1, 4 и 7 при большем угле волочения. Вертикальная линия для модели (19) расположена левее аналогичной вертикальной линии для модели (18), т.е. угол α_{опт} при модели (19) несколько меньше, чем при модели (18).

Для принятых моделей упрочнения (18), (19) и (21) от увеличения коэффициента трения от 0,075 до 0,15 при коэффициенте вытяжки 1,25 повысились значения напряжений σ_z и σ_{zk} , показателя δ и угла α_{ont} . Это следует из сравнения расположения соответствующих кривых на рис. 3, *a*, *б* и *в*, *г*. От увеличения коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,50 при коэффициенте трения 0,075 повысились значения напряжений $\sigma_{z\delta}$ и σ_{zk} и угла α_{ont} и уменьшился показатель δ . От противонатяжения снизился показатель δ и угол α_{ont} и увеличились напряжения $\sigma_{z\delta}$ и σ_{zk} .

Здесь необходимо внести уточнение для напряжений σ_{z6} и σ_{zK} . Как показано в работах [7, 8, 14], при интенсивном деформационном упрочнении и повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения и пониженном значении угла волочения α наблюдается уменьшение напряжения волочения от действия противонатяжения. Это выражено на графиках рис. 3, *в*, *г* с одинаковыми значениями на оси ординат для напряжений σ_z и σ_{zK} при отсутствии и действии противонатяжения для моделей (18) и (19) с ин-



тенсивным деформационным упрочнением при малых значениях угла α . Левые концы при малых значениях угла α линий *1* и *4* для модели (18) и левые концы линий *2* и *5* для модели (19) при отсутствии противонатяжения (*в*) находятся ниже левых концов соответствующих линий при действии противонатяжения (*г*). С увеличением угла α уменьшается разница значений σ_z и σ_{zk} для моделей упрочнения (18) и (19). Для модели (21) напряжение σ_z (кривая *3*) также меньше при действии противонатяжения (*г*), а напряжение σ_{zk} (кривая *6*) меньше при отсутствии противонатяжения во всем интервале изменения угла α (*в*).



Рис. 3. Показатели деформации в зависимости от угла волочения α:

a-e-L=0; $a, \delta-\mu=1,25, f=0,075$; $e, 2-\mu=1,25, f=0,15$; $\partial, e-\mu=1,50, f=0,075$; $a, e, \partial-\sigma_q=0$; $\delta, z, e-\sigma_q=0,25\sigma_{T0}$; l, 4, 7—латунь (18), сплошные линии; 2, 5, 8— нержавеющая сталь (19), штриховые линии; 3, 6, 9— нержавеющая сталь (21), штрихпунктирные линии; $l-3 - \sigma_{z6}$; $4-6-\sigma_{zK}$; $7-9-\delta$ для a-e; $\infty-\kappa$ — модель (19); $\infty, 3-L=0$; $u, \kappa-L=1$ мм; $\omega, u-\sigma_q=0$; $3, \kappa-\sigma_q=0,25\sigma_{T0}$; $l-3-\sigma_{z6}$; $4-6-\sigma_{zK}$; $7-9-\delta$; $l, 4, 7-\mu=1,25, f=0,05,$ штриховые линии; $2, 5, 8-\mu=1,25, f=0,10,$ сплошные линии; $3, 6, 9-\mu=1,50, f=0,10,$ штрихпунктирные линии для $\infty-\kappa$

Данные рис. 3, $\mathcal{K}-\mathcal{M}$ позволяют наглядно представить влияние коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонатяжения и калибрующего пояска для стали 12Х18Н10Т (19) на значения напряжений σ_{z6} , $\sigma_{z\kappa}$ и σ_z , показателя δ и оптимального угла волочения α_{ont} . Левая вертикальная прямая соединяет минимум штриховых кривых *1*, *4* и 7 при коэффициентах вытяжки 1,25 и трения 0,05. Правая вертикальная прямая проходит через точки минимума кривых *3*, *6* и *9* при коэффициентах $\mu = 1,50$ и f = 0,10. Точки минимума кривых *2*, *5* и *8* при $\mu = 1,25$ и f = 0,10 соединяет центральная вертикальная линия.

Вертикальные линии показывают значения оптимального угла α_{опт}, согласующиеся с данными табл. 1 и 2 [22]: с повышением коэффициентов вытяжки и трения и уменьшением напряжения противонатяжения увеличивается угол α_{опт}. Из сравнения расположения соответствующих линий на рис. 3, ж, з и и, к при отсутствии и наличии противонатяжения следует повышение напряжения $\sigma_{zo} = \sigma_{zf} + \sigma_{cd}$ (линии 1—3), напряжения волочения σ_z (линии 4-6) и доли δ напряжения σ_{z6} в напряжении волочения σ_z (линии 7-9) от действия пояска. Контактное трение в пояске увеличивает на величину σ_{2π} прирост σ_{zf} и соответственно напряжение σ_{zb} , а также напряжение волочения о_г. При отсутствии (ж, з) и наличии (и, к) пояска оптимальный угол волочения а опт одинаковый. Это не согласуется с работами [3] и [10]. В частности в работе [3] приведена формула, предусматривающая уменьшение оптимального угла α_{ont} с ростом длины пояска, а в статье [10] выведена формула для оптимального угла α_{ont} , значение которого увеличивается с ростом длины пояска.

Из рис. 1—3 невозможно определить численное различие значений для показателя б при принятых моделях упрочнения (18)—(23). В табл. 1—3 приведены значения показателя б при коэффициенте вытяжки $\mu = 1,25$ и значениях угла волочения $\alpha = 3$, 6 и 12°, напряжения противонатяжения $\sigma_q = 0$ и $\sigma_q = 0,25\sigma_{\rm T0}$. Данные табл. 1 получены при коэффициенте трения f = 0,025, а данные табл. 2 и 3 — при коэффициенте f = 0,075. Калибрующий поясок отсутствует (см. табл. 1 и 2) и длина и радиус пояска 1 мм (см. табл. 3). В табл. 1—3 показатель δ для прироста осевого напряжения от контактного трения

1. Доля прироста для осевого напряжения от контактного трения $\delta \sigma_{zf}$, деформации сдвига $\delta \sigma_{cd}$ и деформации формоизменения $\delta \sigma_{zd}$ при коэффициентах вытяжки $\mu = 1,25$ и трения f = 0,025, различных напряжениях противонатяжения σ_a , моделях упрочнения и углах волочения

Показатель	Модель		Доля прироста осевого напряжения, %							
			$\sigma_q = 0$		$\sigma_q = 0.25_{ m t0}$					
	упрочнения	α, °								
		3	6	12	3	6	12			
	(18)	29,4	15,4	6,9	18,7	9,4	4,2			
	(19)	29,3	15,3	6,8	17,7	8,8	4,0			
8-	(20)	28,8	14,8	6,4	14,0	6,9	3,1			
OO_{zf}	(21)	28,7	14,7	6,3	14,3	7,1	3,2			
	(22)	28,7	14,7	6,3	14,1	7,0	3,1			
	(23)	28,8	14,7	6,3	13,4	6,6	3,0			
	(18)	9,1	19,4	34,8	7,7	15,8	28,5			
	(19)	9,2	19,7	35,3	7,4	15,2	27,5			
8-	(20)	10,6	22,4	38,9	6,9	13,9	25,2			
00 _{cd}	(21)	11,0	23,0	39,8	7,3	14,7	26,5			
	(22)	10,9	22,9	39,7	7,2	14,5	26,2			
	(23)	10,9	22,9	39,6	6,8	13,7	24,9			
	(18)	61,6	65,2	58,3	52,3	53,2	47,8			
	(19)	61,5	65,0	57,9	49,4	50,1	45,2			
8-	(20)	60,5	62,8	54,6	39,1	39,1	35,4			
oo _{zd}	(21)	60,3	62,3	53,9	40,0	39,9	35,9			
	(22)	60,3	62,4	53,9	39,5	39,4	35,5			
	(23)	60,3	62,4	54,0	37,6	37,5	34,0			

2. Доля прироста для осевого напряжения от контактного трения $\delta\sigma_{zf}$, деформации сдвига $\delta\sigma_{cd}$
и деформации формоизменения $\delta \sigma_{zd}$ при коэффициентах вытяжки $\mu = 1,25$ и трения $f = 0,075$,
различных напряжениях противонатяжения σ_q , моделях упрочнения и углах волочения $lpha$

Покозаточи		Доля прироста осевого напряжения, %								
	Модель		$\sigma_q = 0$		$\sigma_q = 0,25_{r0}$					
Показатель	упрочнения	α, °								
		3	6	12	3	6	12			
	(18)	55,5	35,2	18,1	40,9	23,7	11,7			
	(19)	55,4	35,1	18,0	39,2	22,5	11,1			
	(20)	54,9	34,2	17,1	32,8	18,2	8,8			
οσ _{zf}	(21)	54,8	34,0	16,9	33,4	18,5	8,9			
	(22)	54,8	34,0	16,9	33,1	18,3	8,8			
	(23)	54,8	34,1	16,9	31,8	17,6	8,5			
	(18)	5,7	14,9	30,6	5,6	13,3	26,3			
	(19)	5,8	15,1	31,0	5,5	12,9	25,5			
S	(20)	6,7	17,2	34,5	5,4	12,2	23,7			
oo _{cd}	(21)	7,0	17,8	35,3	5,7	12,9	24,9			
	(22)	6,9	17,7	35,3	5,6	12,7	24,6			
	(23)	6,9	17,7	35,1	5,4	12,1	23,5			
	(18)	38,8	49,9	51,3	38,1	44,8	44,1			
	(19)	38,7	49,7	51,0	36,5	42,5	41,8			
S	(20)	38,4	48,5	48,4	30,6	34,4	33,3			
oo _{zd}	(21)	38,3	48,2	47,8	31,1	35,0	33,8			
	(22)	38,3	48,2	47,8	30,8	34,6	33,4			
	(23)	38,3	48,2	47,9	29,6	33,1	32,1			

в рабочем конусе и пояске волоки σ_{zf} обозначен как $\delta\sigma_{zf}$, а для прироста осевого напряжения σ_{cd} от деформации сдвига — как $\delta\sigma_{cd}$. Доля прироста σ_{zd} в напряжении волочения обозначена $\delta\sigma_{zd}$.

При малом коэффициенте трения 0,025 доля $\delta\sigma_{zd}$ напряжения σ_{zd} на осуществление полезного формоизменения заметно больше, чем показатели $\delta\sigma_{zf}$ и $\delta\sigma_{cd}$ (см. табл. 1). Из сравнения данных табл. 1 и 2 следует заметное увеличение доли $\delta\sigma_{zf}$ и уменьшение доли $\delta\sigma_{zd}$ при росте коэффициента трения от 0,025 до 0,75. При этом показатель $\delta\sigma_{cd}$, обусловленный деформацией сдвига металла проволоки на входе и выходе рабочего конуса, снизился незначительно. Калибрующий поясок увеличивает прирост осевого напряжения σ_{zf} от трения и не влияет на составляющие σ_{zd} и σ_{cd} напряжения волочения σ_z . Поэтому увеличилась доля $\delta\sigma_{zf}$ при наличии пояска особенно при $\alpha = 12^\circ$, что

следует из данных табл. 2 и 3. Увеличение доли $\delta\sigma_{zf}$ вызвало снижение показателей $\delta\sigma_{zd}$ и $\delta\sigma_{cd}$. От действия пояска величина $\delta\sigma_{cd}$ уменьшилась в меньшей степени, чем доля $\delta\sigma_{zd}$.

Разность значений для трех показателей при $\alpha = 3$ и 12° для каждой модели больше при отсутствии противонатяжения независимо от коэффициента трения и наличия пояска, т.е. от действия противонатяжения уменьшается степень влияния угла волочения на разные показатели табл. 1—3. Из этих таблиц следует, что максимальное значение доли $\delta\sigma_{zf} = 68,9$ % для модели упрочнения (23) при наличии пояска, отсутствии противонатяжения, коэффициенте трения 0,075 и угле $\alpha = 3^{\circ}$ (см. табл. 3), а минимальное значение $\delta\sigma_{zf} = 3,0$ % при действии противонатяжения, коэффициенте трения 0,025 и угле $\alpha = 12^{\circ}$ и той же модели (23),

3. Доля прироста для осевого напряжения от контактного трения б σ_{zf} , деформации сдвига б σ_{cd}
и деформации формоизменения $\delta\sigma_{zd}$ при коэффициентах вытяжки $\mu=1,25$ и трения $f=0,075,$
различных напряжениях противонатяжения σ _q , моделях упрочнения, углах волочения α и наличии пояска

Показатель		Доля прироста осевого напряжения, %								
	Модель		$\sigma_q = 0$		$\sigma_q=0.25_{ m r0}$					
	упрочнения	α, °								
		3	6	12	3	6	12			
	(18)	62,3	49,2	36,3	49,6	38,0	27,9			
	(19)	61,7	48,1	35,0	46,8	35,1	25,1			
2	(20)	59,6	44,6	30,1	36,7	24,8	15,7			
$\delta\sigma_{zf}$	(21)	60,6	46,2	32,0	39,1	27,5	18,2			
	(22)	60,3	45,7	31,4	38,2	26,6	17,4			
	(23)	59,2	43,9	29,1	35,0	23,2	14,1			
	(18)	4,8	11,7	23,8	4,8	10,8	21,5			
	(19)	5,0	12,1	24,6	4,8	10,8	21,4			
8-	(20)	6,0	14,5	29,1	5,1	11,2	22,0			
oo _{cd}	(21)	6,1	14,5	28,9	5,2	11,5	22,4			
	(22)	6,1	14,6	29,1	5,2	11,5	22,3			
	(23)	6,2	15,0	30,0	5,1	11,3	22,1			
	(18)	32,9	39,1	39,9	32,4	36,4	36,0			
	(19)	33,3	39,7	40,4	31,9	35,7	35,2			
8-	(20)	34,4	40,9	40,8	28,8	31,6	30,8			
oo _{zd}	(21)	33,3	39,3	39,1	28,5	31,2	30,3			
	(22)	33,6	39,7	39,5	28,4	31,1	30,3			
	(23)	34,6	41,1	40,9	28,2	30,9	30,1			

отличающейся отсутствием деформационного упрочнения (см. табл. 1).

Показатель $\delta\sigma_{zd}$, отражающий полезные затраты энергии на процесс волочения, больше для латуни (18) и равен 65,2 % при отсутствии противонатяжения, коэффициенте f = 0,025 и величине $\alpha = 6^{\circ}$ (см. табл. 1). Минимальное значение $\delta\sigma_{zd} = 28,2$ % при коэффициенте f = 0,075 и $\alpha = 3^{\circ}$, отсутствии упрочнения (23), наличии пояска и противонатяжения (см. табл. 3).

С увеличением угла волочения α уменьшается доля $\delta\sigma_{zf}$ и увеличивается доля $\delta\sigma_{cd}$ при коэффициенте трения 0,025 (см. табл. 1) и 0,075 (см. табл. 2 и 3). Показатель $\delta\sigma_{zd}$ при коэффициенте трения 0,025 и отсутствии противонатяжения для всех моделей упрочнения (18)—(23) повышается при росте угла от 3 до 6° и уменьшается при росте от 6 до 12°. При действии противонатяжения и f = 0,025 такая же закономерность изменения $\delta\sigma_{zd}$ для моделей упрочнения (18)—(20), а для моделей (21)—(23) показатель $\delta\sigma_{zd}$ непрерывно уменьшается с увеличением угла α . Сложная зависимость показателя $\delta\sigma_{zd}$ от угла волочения α объясняется наличием оптимального угла α_{ont} для напряжения волочения σ_z в знаменателе формулы (4). При величине угла α_{ont} напряжение σ_z минимальное и, как следствие, величина δ ($\delta\sigma_{zd}$) максимальная.

Для принятых моделей упрочнения разные значения угла $\alpha_{\text{опт}}$, что показывают данные табл. 1 и 2 первой части статьи [22]. Для всех моделей упрочнения при коэффициенте трения 0,075 (см. табл. 2), отсутствии и действии противонатяжения показатель $\delta\sigma_{zd}$ при увеличении угла α от 3 до 6° повышается, а при росте от 6 до 12° уменьшается, за исключением моделей (18) и (19), для которых угол $\alpha_{\text{опт}}$ больше.

При отсутствии противонатяжения сумма $\Sigma = \delta \sigma_{zf} + \delta \sigma_{cd} + \delta \sigma_{zd} = 100 \%$. Например, для латуни (18) при коэффициенте трения 0,025 (см. табл. 1) и значениях угла волочения $\alpha = 3$ и 12° имеем соответственно:

$$\Sigma 1 = 29.4 \% + 9.1 \% + 61.6 \% = 100.1 \%;$$
 (5)

$$\Sigma 2 = 6.9 \% + 34.8 \% + 58.3 \% = 100.0 \%.$$
 (6)

Значение 100,1 % обусловлено округлением значений составляющих $\delta\sigma_{zf}$, $\delta\sigma_{cd}$ и $\delta\sigma_{zd}$ суммы (5).

Для латуни при коэффициенте трения 0,075 и значениях угла волочения 3 и 12° (см. табл. 2) имеем соответственно:

$$\Sigma 3 = 55,5 \% + 5,7 \% + 38,8 \% = 100,0 \%;$$
 (7)

$$\Sigma 4 = 18,1 \% + 30,6 \% + 51,3 \% = 100,0 \%.$$
 (8)

При действии противонатяжения и коэффициенте трения 0,025 для латуни при значениях угла волочения 3 и 12° соответственно имеем (см. табл. 1):

$$\Sigma 5 = 18,7 \% + 7,7 \% + 52,3 \% = 78,7 \%;$$
(9)

$$\Sigma 6 = 4,2 \% + 28,5 \% + 47,8 \% = 80,5 \%;$$
 (10)

При f = 0,075 и $\sigma_q = 0,25\sigma_{\rm T0}$ для латуни при значениях угла волочения 3 и 12° (см. табл. 2) сумма составляющих $\delta\sigma_{zf}$, $\delta\sigma_{cd}$ и $\delta\sigma_{zd}$ соответственно равна:

 $\Sigma 7 = 40.9 \% + 5.6 \% + 38.1 \% = 84.6 \%;$ (11)

$$\Sigma 8 = 11,7 \% + 26,3 \% + 44,1 \% = 82,1 \%.$$
 (12)

При действии противонатяжения суммы (9)—(12) меньше 100 %, так как при их расчете полностью не учитывается напряжение от действия противонатяжения. Напряжение противонатяжения при $\sigma_q = 0,25\sigma_{\tau 0}$ для латуни равно 28 МПа. При значениях угла волочения $\alpha = 3$ и 12° и коэффициенте трения 0,025 напряжение σ_{zk} соответственно равно 131,9 и 144,4 МПа. Неучтенная доля напряжения от действия противонатяжения при расчете сумм при $\alpha = 3$ и 12° соответственно равна:

$$\delta_5 = 100 \% \cdot 28/131, 9 = 21, 2\%; \tag{13}$$

$$\delta_6 = 100 \% \cdot 28/144, 4 = 19, 4 \%. \tag{14}$$

При коэффициенте трения 0,075, действии противонатяжения и значениях угла волочения $\alpha = 3$ и 12° напряжение $\sigma_{z\kappa}$ соответственно равно 181,4 и 156,6 МПа, а неучтенная доля осевого напряжения от действия противонатяжения:

$$\delta_7 = 100 \% \cdot 28/181, 4 = 15, 4\%; \tag{15}$$

$$\delta_8 = 100 \% \cdot 28/156, 6 = 17,9 \%.$$
(16)

Неучтенная доля прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при расчете суммы $\Sigma = \delta \sigma_{zf} + \delta \sigma_{cd} + \delta \sigma_{zd}$ больше при коэффициенте трения 0,025 и $\alpha = 3^{\circ}$, что показывает расчет δ_5 (13).

Значения сумм $\Sigma 5 + \delta_5$ (78,7 % + 21,2 %) и $\Sigma 6 + \delta_6$ (80,5 % + 19,4 %) при коэффициенте трения 0,025 и обоих значениях угла α равны 99,9 %. Значения сумм $\Sigma 7 + \delta_7$ (84,6 % + 15,4 %) и $\Sigma 8 + \delta_8$ (82,1 % + 17,9 %) при коэффициенте трения 0,075, $\alpha = 3$ и 12° равны 100 %.

Для латуни при наличии пояска и отсутствии противонатяжения и значениях угла $\alpha = 3$ и 12° имеем (см. табл. 3):

$$\Sigma 9 = 62,3 \% + 4,8 \% + 32,9 \% = 100,0 \%;$$
 (17)

$$\Sigma 10 = 36,3 \% + 23,8 \% + 39,9 \% = 100,0 \%.$$
 (18)

Проверка выполнения равенства $\Sigma = 100 \%$ дает возможность оценить правильность и точность вычисления не только значений для долей $\delta \sigma_{zf}$, $\delta \sigma_{cd}$ и $\delta \sigma_{zd}$, но и других показателей деформации, влияющих на значения этих долей (σ_z , $\sigma_{z\kappa}$, σ_{zf} , σ_{cd} , σ_{zd}). Приведенные результаты расчетов (5)—(18) для латуни при коэффициенте трения f = 0,025 и 0,075, углах волочения $\alpha = 3$ и 12°, напряжении противонатяжения $\sigma_q = 0$ и напряжении $\sigma_q = 0,25\sigma_{\tau 0}$ показывают правильность определения исследуемых показателей $\delta \sigma_{zf}$, $\delta \sigma_{cd}$ и $\delta \sigma_{zd}$.

Заключение. Для шести моделей упрочнения приведены зависимости от угла волочения для прироста осевого напряжения σ_{z6} от суммарного действия контактного трения и деформации сдвига материала проволоки на входе и выходе рабочего конуса волоки, а также для доли δ этого прироста в напряжении волочения при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения (см. рис. 1). Кривые для напряжения σ_{z6} и доли δ имеют минимум при оптимальном угле волочения α_{ontr} . Для латуни (18) минимум напряжения σ_{c0} и доли δ находится при большем значении угла α_{ontr} .

В зависимости от угла волочения α показаны прирост осевого напряжения σ_{zd} на осуществле-

ние пластического формоизменения заготовки в проходе волочения и доля δ этого прироста в напряжении волочения σ₇ (см. рис. 2). При разных моделях упрочнения линии для прироста σ_{zd} параллельны оси абсцисс, а кривые для доли δ имеют максимум при оптимальном угле $\alpha_{0\Pi T}$.

При оптимальном угле волочения осевое напряжение на выходе рабочего конуса и калибрующего пояска волоки, прирост осевого напряжения от действия контактного трения и деформации сдвига материала проволоки и доля б этого прироста в напряжении на выходе рабочего конуса и пояска минимальные при разных моделях упрочнения (см. рис. 3). Зависимости на рис. 3, ж-к показывают отсутствие влияния калибрующего пояска на угол α_{опт}.

В табл. 1—3 приведены значения для доли прироста осевого напряжения от контактного трения в рабочем конусе и пояске волоки δσ_{zf}, доли прироста осевого напряжения от деформации сдвига δσ_{cd} и доли прироста напряжения δσ_{zd} на пластическое формоизменение заготовки в проходе волочения. Показано, что при отсутствии противонатяжения сумма $\delta \sigma_{zf} + \delta \sigma_{cd} + \delta \sigma_{zd} = 100$ %. Технолог проволочного производства при разработке маршрутов волочения должен учитывать характер влияния параметров деформации на значения показателей $\delta \sigma_{zf}$, $\delta \sigma_{cd}$ и $\delta \sigma_{zd}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с. 2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения.

М.: Металлургия, 1971. 447 с.

3. **Тарнавский А.Л.** Эффективность волочения противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 c.

4. Roger N. Wright. Wire Technology Process Engineering and Metallurgy. 2011. 320 p.
5. Hosford W.F., Caddell R.M. Metal Forming. Mechanikes and Metallurgy. Cambridgy University Press.

2007. 312 p.

6. Запас прочности и эффективность формоизменения проволоки в зависимости от угла волочения / Г.Н. Гурьянов, О.С. Железков, С.И. Платов, Д.В. Терентьев // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 1. C. 24-30.

7. Гурьянов Г.Н. Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26—37. 8. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние формы

кривой деформационного упрочнения на напряжение волочения и запас прочности круглого сплошного профиля // Технология металлов. 2018. № 2. С. 13—24. 9. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние интен-

сивности упрочнения и угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе волочения проволоки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 4.

№ 3. С. 99—106. 10. Должанский А.М. Определение тягового напряжения и оптимального угла волоки с учетом критерия формы очага деформации // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. № 4. С. 61-63.

11. Колмогоров Г.Л., Латышева Т.В., Филиппов В.Б. Оптимизация технологических параметров волочильного производства // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. Г.С. Гуна. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2006. Вып. 34. С. 105—110.

12. Гурьянов Г.Н. Методы определения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 8. С. 60-68.

13. Гурьянов Г.Н. Степень различия показателей волочения при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля и равном значении среднего предела текучести в очаге пластической деформации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10. С. 435—441. 14. Гурьянов Г.Н. К разработке эффективного

процесса волочения с противонатяжением круглой сплошной заготовки через волоки с различной формой профиля рабочего канала // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 3. С. 66—74.

15. Гурьянов Г.Н. Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.

16. Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном воло-чении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 c.

17. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

18. Гурьянов Г.Н. Прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки от контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016.

№ 8. С. 32—44. 19. Волочение: учеб. пособие / А.И. Рудской, В.А. Лунев, О.П. Шаболдо. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 126 с.

20. Шахпазов Х.С., Недовизий И.Н., Ориничев В.И. и др. Производство метизов. М.: Металлургия, 1977. 392 c.

21. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Сравнительная оценка показателей деформации при расчете с применением действительного угла волочения и приведенного угла И.Л. Перлина при разных моделях упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2018. № 11. С. 10-24.

22. Гурьянов Г.Н. Характер влияния параметров деформации на осевое напряжение и оптимальный угол волочения проволоки из материалов с разными кривыми упрочнения. Часть 1. Прирост осевого напряжения от контактного трения, противонатяжения и деформации сдвига материала проволоки в зависимости от угла волочения // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Том 17. № 5. С. 212-226.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук, ggnbelorhome@rambler.ru МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.017 + 621.785

Е.А. Морозова¹, А.П. Морозов², В.С. Муратов¹

(¹Самарский государственный технический университет, ²АО "Гипровостокнефть", г. Самара)

Влияние термической и поверхностной деформационной обработок на сопротивление усталости сплава ЭИ698

Исследовано влияние термической и пневмодробеструйной обработок на сопротивление усталости никелевого сплава ЭИ698. Установлено, что термическая обработка с двухступенчатым старением перед пневмодробеструйной обработкой стальными шариками обеспечивает наиболее эффективное улучшение сопротивления усталости сплава.

Ключевые слова: термическая обработка; пневмодробеструйная обработка; микротвердость; остаточные напряжения; сопротивление усталости.

EI698 alloy fatigue strength after heat treatment and air shot-penning treatments is studied. It is established that heat treatment with double ageing before air shot-penning steel balls treatment leads to most effective improvement of alloy fatigue strenght.

Keywords: heat treatment; air shot-penning treatment; microhardness; residual stresses; fatigue strength.

Одним из эффективных методов улучшения сопротивления усталости многих сплавов, в том числе и на никелевой основе, является *поверхностное пластическое деформирование* (ППД) [1—3]. При этом эффект повышения усталостных характеристик во многом определяется режимами предшествующей термической обработки. Однако в известных исследованиях отсутствуют данные о результатах применения различных вариантов ППД в зависимости от использованных способов термической обработки.

В настоящей работе исследовано совместное влияние режимов термической обработки и ППД на сопротивление усталости никелевого сплава ЭИ698-ВД.

Методика проведения исследований. Химический состав исследуемого сплава ЭИ698, % мас.: 15,22 Cr; 2,95 Mo; 2,52 Ti; 2,11 Nb; 1,41 Fe; 1,43 Al; 0,29 Mn; 0,44 Si.

Образцы, вырезанные из поковки вала, подвергали термической обработке по двум вариантам:

• ТО1 — двойная закалка: первая с температуры 1050...1070 °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе; вторая с температуры 990...1010 °С, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе + старение 765...785 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе;

ТО2 — двойная закалка: первая с температуры 1050...1070 °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе; вторая с температуры 990...1010 °С, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе + ступенчатое старение (первая ступень — 765...785 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе; вторая ступень — 740...760 °С, 10 ч, охлаждение на воздухе).

После проведения термической обработки оценивали уровень стандартных механических свойств сплава. После TO1 получены свойства: HB = 3000 МПа; $\sigma_{\rm B}$ = 1150 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 730 МПа; δ = 19 %; *KCU* = 530 кДж/м²; после TO2: HB = 3150 МПа; $\sigma_{\rm B}$ = 1200 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 785 МПа; δ = 16 %; *KCU* = 435 кДж/м².

Для проведения дальнейших исследований использовали термически обработанные образцы из сплава ЭИ698 типов I и II. Внешний вид образцов представлен на рис. 1 и рис. 2, *а*. Геометрические размеры образца типа I приведены в подрисуночной подписи к рис. 1, а размеры образца типа II — на рис. 2, *б*.



Рис. 1. Образцы типа I с упрочненной (*a*) и неупрочненной (б) сторонами (длина образца 60 мм; ширина 8 мм; высота 3 мм)

Образцы типа I применяли для исследования влияния ППД на характеристики микротвердости, а образцы типа II — для исследования многоцикловых нагрузок при чистом изгибе на микротвердость и предел выносливости сплава. Ускоренные испытания на усталость образцов типа II при изгибе в случае симметричного цикла проводили на вибростенде, база испытаний — $2 \cdot 10^6$ циклов нагружения. Образец закреплялся головкой в захваты вибростенда, а к противоположному концу прикладывалась циклическая нагрузка перпендикулярно плоскости образца, показанной на рис. 2, *а*.

Образцы типа I после шлифования с одной стороны подвергали пневмодробеструйному поверхностному упрочнению стеклянными (диаметр 212...300 мкм) или стальными (диаметр 180...500 мкм) шариками при давлении воздуха 0,3...0,4 МПа, а вторую сторону не упрочняли и исследовали непосредственно после шлифования.

Упрочненная сторона образца разбита на три зоны (см. рис. 1, *a*). Для того чтобы выяснить, как влияет упрочненный слой и сформированные остаточные напряжения на микротвердость, зону 1 подвергали травлению электрополированием на глубину ~280 мкм, а зоны 2 и 3 электрополировке не подвергали. Глубина травления обусловлена тем, что зона остаточных напряжений



сжатия после ППД составляет 100...200 мкм от поверхности, что следует из работы [4]. Таким образом, в зоне 1 получены свойства не упрочненных ППД внутренних слоев материала.

Микротвердость определяли методом Кнупа по ГОСТ Р ИСО 4545-1—2015 при нагрузке на индентор 0,9807 Н (0,1 кгс).

Результаты исследований. В табл. 1 приведены результаты испытаний на вибростенде образцов типа II после различных вариантов обработки. В упрочненных образцах после испытаний на усталость при напряжениях, равных пределу выносливости, обнаружены нераспространяющиеся трещины усталости, средняя критическая глубина которых составляла 0,065 мм.

Обработка образцов	Материал шариков при ППД	Число циклов до разрушения, 10 ⁶	Предел выносливости, МПа
	Стекло	$0,\!97\pm0,\!03$	401
	Сталь	$1,\!26\pm0,\!02$	595
	Стекло	$1,25\pm0,03$	590
102 +шід	Сталь	$1,\!80\pm0,\!02$	618
TO1		$0,76 \pm 0,03$	333
TO2	_	$1,1 \pm 0,01$	410
Без обработки		$0,45\pm0,04$	220

1. Результаты испытаний на усталость образцов типа ІІ

Как видно из представленных данных, наилучшие характеристики сопротивляемости усталости сплав ЭИ698 имеет после обработки (TO2 + ППД) стальными шариками. Сочетания термической обработки и ППД стеклянными шариками менее эффективны. При сравнении результатов испытаний образцов без ППД видно, что TO2 также обеспечивает повышенные значения усталостной долговечности (числа циклов до разрушения) и предела выносливости сплава.

> На образцах типа I замеры микротвердости проводили по длине на неупрочненной стороне (без ППД) (с шагом 3 мм), а также в зонах 1 (с шагом 2,2 мм), 2 (с шагом 0,35 мм), 3 (с шагом 0,3 мм). Результаты измерения приведены в табл. 2.

> Схема измерений микротвердости на образцах типа II представлена на рис. 3. На участках 1—5 шаг измерения составлял 0,7 мм; на участке 6 — 1,4 мм; на участке 7 — 2 мм

2.	Микротвердость	по	Кнупу	образцов	типа	I

Обработка		Зоны об	разцов							
образцов (материал шариков)	Без ППД	1 (после травления)	2	3						
ТО1 + ППД (стекло)	$\frac{410910^{*}}{545}$	$\frac{450600}{530}$	$\frac{10101950}{1850}$	$\frac{10251980}{1865}$						
ТО1 + ППД (сталь)	$\frac{400920}{550}$	$\frac{460600}{540}$	$\frac{8101500}{1350}$	$\frac{8001500}{1358}$						
ТО2 + ППД (стекло)	$\frac{470932}{570}$	$\frac{500630}{557}$	7801455 1310	$\frac{7721450}{1315}$						
ТО2 + ППД (сталь)	$\frac{486948}{564}$	$\frac{525645}{560}$	7951550 1415	$\frac{8101500}{1430}$						
* В числи мальное значе	* В числителе приведены минимальное и макси- мальное значения, в знаменателе — среднее значение.									

(направление измерения на рис. 3 — слева направо). Результаты измерений микротвердости приведены в табл. 3 и рис. 4.

Из данных табл. 2 следует, что максимальная микротвердость после ППД достигается при обработке стеклянными шариками. Среднее значение микротвердости увеличивается от 530...545 до 1850...1865 НК (режим ТО1 + ППД (стекло)). Однако в варианте с лучшей усталостной дол-

говечностью (ТО2 + ППД (сталь)) микротвердость при ППД увеличивается только до 1415...1426 НК.

Усталостные испытания образцов типа II выполнены по схеме изгиба, при этом головка образца (см. рис. 2 и 3) консольно крепится к вибростенду. Максимальные напряжения в процессе испытания возникают в зоне 1 (см. рис. 3) и далее они убывают в последующих зонах 2—5, а на другом конце образца (после зоны 5) напряжений



Рис. 3. Схема измерений микротвердости на образцах типа II:

1 — 6 — замеры поперек образца; 7 — замер вдоль образца

практически не наблюдается. Именно в области зоны 1 происходит усталостное разрушение образцов (рис. 5).

На рис. 4 величина L отложена от зоны 1 вдоль зон 2—5, т.е. при L = 0 наблюдаются максимально возможные амплитудные значения напряжений, которые убывают до нуля при увеличении величины L. В зоне 6 (место крепления образца) изгибных напряжений также не наблюдается.



Рис. 4. Изменение микротвердости по Кнупу в зависимости от расстояния от зоны 1 образца типа II после усталостных испытаний:

a-обработка ТО1 + ППД (стекло); b-обработка ТО2 + ППД (стекло)

3.	Микротвердость	по	Кнупу	образцов	типа	Π
----	----------------	----	-------	----------	------	---

Обработка образцов (материал шариков)	Зоны образцов									
	1	2	3	4	5	6	7			
ТО1 + ППД (стекло)	<u>610950*</u> 755	$\frac{10002000}{1250}$	$\frac{10002200}{1580}$	$\frac{10002500}{1745}$	$\frac{14002200}{1865}$	<u>11201905</u> 1852	$\frac{6052250}{1115}$			
ТО1 + ППД (сталь)	<u>9121115</u> 1065	<u>10341420</u> 1118	<u>10201450</u> 1120	<u>10131590</u> 1125	$\frac{12301620}{1350}$	<u>11151710</u> 1354	<u>9051710</u> 1215			
ТО2 + ППД (стекло)	<u>9101122</u> 1030	<u>10201380</u> 1090	<u>10151410</u> 1100	$\frac{10201530}{1112}$	<u>12151590</u> 1310	$\frac{12101600}{1312}$	<u>9101600</u> 1205			
ТО2 + ППД (сталь)	<u>10101312</u> 1225	<u>12141410</u> 1310	<u>12461480</u> 1312	<u>12391453</u> 1315	<u>12101552</u> 1415	$\frac{12051565}{1426}$	$\frac{10001565}{1285}$			
* В числителе привед	ены минимал	ьное и макси	мальное знач	ения, в знаме	нателе — сре,	днее значение	ð.			



Рис. 5. Трещина на образце типа II при усталостном разрушении: a — общий вид образца, ×5; δ — вид сверху, ×16; s — вид сбоку, ×16

До усталостных испытаний микротвердость в зонах 1—5 упрочненного образца после TO1 + ППД (стекло) составляет в среднем 1850...1865 НК. Однако после усталостных испытаний ее распределение уже неравномерное (см. рис. 4). Из анализа этого графика следует, что в наиболее нагруженной зоне 1 (где и происходит усталостное разрушение) произошло значительное снижение микротвердости, в то время как в периферийных зонах 4 и 5, в которых напряжения практически отсутствуют, значения микротвердости почти не изменились. Поскольку увеличение микротвердости на упрочненных образцах можно связать с наличием сжимающих остаточных напряжений и наклепом, то можно сделать вывод о релаксации остаточных напряжений в зоне 1 в процессе усталостных испытаний. Объяснить этот факт можно тем, что при усталостных испытаниях с течением времени (числа циклов нагружения) происходит накопление необратимых деформаций, которые и вызывают перераспределение остаточных напряжений и их релаксацию [5, 6]. Стандартное отклонение микротвердости на основании несмещенной оценки дисперсии в режиме ТО1 + ППД составила 384,66 НК.

После обработки TO2 + ППД (стекло) распределение микротвердости носит иной характер (см. рис. 5, δ). Отсутствует резкое разупрочнение в зоне 1. Микротвердость составляет в среднем 1030 HK (а не 755 HK, как в случае TO1 + ППД (стекло)). Локальные подъемы и спады значений микротвердости наблюдаются между 2-й и 3-й и 3-й и 4-й зонами соответственно. Это свидетельствует о различном характере релаксации напряжений, который определяется видом термической обработки. Стандартное отклонение микротвердости на основании несмещенной оценки дисперсии в режиме TO2 + ППД составило 248,32 HK.

Из анализа результатов исследований следует, что максимальный предел выносливости дости-

гается в варианте обработки, при котором в процессе усталостного нагружения в зоне 1 сохраняется наибольшая микротвердость (обработка TO2 + ППД (сталь)).

Микроструктурный анализ показал, что по толщине образцов размер зерна практически не изменяется и составляет 9,9...13,8 мкм. При этом ППД не приводит к заметному изменению размеров зерна в поверхностном слое образцов.

Известно [7, 8], что двухступенчатое старение сплава ЭИ698, которое реализуется в варианте термической обработки TO2, приводит к более полному выделению γ' -фазы и повышенной прочности сплава по сравнению с одинарным старением. Этим можно объяснить высокую степень упрочнения поверхности при ППД после термической обработки по варианту TO1 (обработка TO1 + ППД (стекло)), но одновременно и интенсивное разупрочнение в зоне развития усталостного разрушения.

Выводы

1. Эффект улучшения усталостных характеристик сплава ЭИ698 после поверхностного пластического деформирования определяется видом поверхностной обработки и режимами предшествующей термической обработки. Максимальные значения числа циклов до разрушения и предела выносливости достигаются при реализации пневмодробеструйной поверхностной обработки стальными шариками после термической обработки сплава с двухступенчатым старением.

2. Указанный вариант обработки обеспечивает сохранение повышенной микротвердости поверхности образца в зоне развивающегося усталостного разрушения, что свидетельствует о замедленном процессе релаксации сжимающих поверхностных напряжений, сформированных при пневмодробеструйной поверхностной обработке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зависимость прелела выносливости от характера распределения остаточных напряжений в поверхностном слое упрочненных деталей / В.А. Кирпичев, В.С. Вакулюк, А.С. Букатый, В.В. Лунин, С.А. Михалкина // Вестник государственного аэрокосмического университета. 2014. № 47. Часть 1. С. 180-186.

2. Габов И.Г., Котельников А.Н. Сопротивление усталости титановых и никелевых сплавов с учетом асимметрии цикла нагружения // Фундаментальные исследования. 2015. № 9 (часть 3). С. 423—429. 3. **Gonchar N.V.** The impact of surface deformation

hardening on endurance of parts from ЭИ-698-ВД allov in the low-cycle fatigue // Information technologies in education, science and production. 2013. № 3 (4). P. 20-27.

4. Павлов В.Ф., Кирпичев В.А., Иванов В.Б. Остаточные напряжения и сопротивление усталости упрочненных деталей с концентраторами напряжений. Самара: Изд-во СНЦ РАН, 2008. 64 с.

5. Радченко В.П., Саушкин М.Н. Ползучесть и релаксация остаточных напряжений в упрочненных конструкциях. М.: Машиностроение-1, 2005. 226 с.

6. Пат. 2353909 Российская Федерация, МПК G01L1/12. Способ предотврашения усталостного разрушения на основе магнитоупругости / Ю.Ф. Устинов, Ю.И. Калинин, В.Н. Семыкин, А.В. Ульянов; заявитель и патентообладатель Воронежский гос. архитект.-строит. ун-т. № 2007115280/28; заявл. 23.04.07; опубл. 27.04.09, Бюл. № 12. 5 с.

7. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 1999. 416 с.

8. Оптимизация режимов термической обработки деформированных полуфабрикатов из среднелегированных жаропрочных никелевых сплавов / О.Н. Власова, Н.Н. Корнеева, В.И. Еременко, Б.С. Ломберг, А.М. Субботин, В.П. Горохов // ВИАМ / 1992-201158. URL: http: // www. viam.ru/public.

Елена Александровна Морозова, канд. техн. наук; Андрей Павлович Морозов, канд. техн. наук; Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук. ftf@samgtu.ru

004





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

Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, С.А. Бородихин, И.А. Пономарев, А.Е. Маталасова (Омский государственный технический университет)

Влияние термической обработки на дюрометрические свойства и фазовый состав стали Н8Г6М3ФТБ, полученной наплавкой порошковой проволокой*

Исследовано влияние режимов термической обработки на упрочнение и фазовый состав стали Н8Г6М3ФТБ, полученной наплавкой порошковой проволокой. Установлено, что наилучшие результаты дюрометрических свойств такая сталь имеет в результате старения при температуре 500 °С в течение 2 ч. В этом случае микротвердость структурных составляющих повышается в 1,3— 1,4 раза, а максимальная твердость стали достигает 56 HRC. Структура исследуемой стали после старения состоит из мартенсита, незначительного количества аустенита и 10 видов соединений фазовых составляющих. Упрочнение стали в результате старения объясняется выделением четырех карбидов $V_{0,89}$ Ti_{0,11}C_{0,5}, NbC, Ti₆C_{3,75}, Mo₂C, пяти интерметаллидов Fe₂Ti, MoNb, Ni_{0,75}Mo_{0,125}V_{0,125}, Ti_{0,942}Ni_{0,106}, Fe_{0,08}Ti_{0,092}V_{0,828} и нитрида Nb₄N_{2,62}. Относительно высокая твердость стали H8Г6М3ФТБ после старения позволяет рекомендовать порошковую проволоку, созданную на ее основе, для наплавки рабочих поверхностей кузнечно-прессового инструмента.

Ключевые слова: экономнолегированная сталь; наплавка; порошковая проволока; старение; дисперсное упрочнение; структура; фазовый состав; дюрометрические свойства.

The effect of heat treatment on the hardening and phase composition of N8G6M3FTB steel obtained by welding with flux-cored wire is studied. It is established that such steel has the best results of durometric properties as result of aging at temperature of 500 °C for 2 hours. In this case, the microhardness of the structural components increases 1.3—1.4 times, and the maximum steel hardness reaches 56 HRC. The structure of the studied steel after ageing consists of martensite, small amount of austenite and 10 kinds of compounds of phase components. Hardening of steel as result of aging is explained by the release of four carbides: $V_{0.89}Ti_{0.11}C_{0.5}$, NbC, $Ti_6C_{3.75}$, Mo₂C, five intermetallic compounds Fe₂Ti, MoNb, Ni_{0.75}Mo_{0.125}V_{0.125}, Ti_{0.942}Ni_{0.106}, Fe_{0.08}Ti_{0.092}V_{0.828} and Nb₄N_{2.62} nitride. The relatively high hardness of N8G6M3FTB steel after ageing allows us to recommend the cored wire created on its basis for surfacing working surfaces of forging and pressing tools.

Keywords: economically alloyed steel; surfacing; cored wire; ageing; dispersion hardening; structure; phase composition; durometric properties.

Введение. Интенсификация развития ряда промышленных производств обусловливается созданием материалов, обеспечивающих достаточно высокую износостойкость соответствующих изделий. Такие изделия целесообразно изготовлять из прочных низкоуглеродистых или низколегированных сталей, а на рабочие поверхности наплавлять покрытия из износостойких сталей. Для нанесения таких покрытий применяют стали, подвергнутые дисперсионному упрочнению в результате термической обработки. Из них наиболее изучены стали системы Fe-Ni. Для сталей этой системы характерно комплексное легирование, когда распад мартенсита сопровождается выделением частиц упрочняющих фаз двух или нескольких типов.

В перспективных экономнолегированных сталях, содержащих менее 12 % Ni, для того, чтобы обеспечить значительное упрочнение, в их состав вводят марганец и молибден [1-3]. Такую композицию легирования используют в известной стали Н8Г6МЗ, применяемой для изготовления металлических конструкций повышенной прочности. Однако эта сталь имеет сравнительно невысокую твердость и, как следствие, низкую износостойкость и не может быть использована для наплавки упрочняющих покрытий. Для большего упрочнения таких сталей применяют способ получения высокодисперсных, равномерно распределенных, труднорастворимых частиц, выделяющихся в результате старения. В наплавочных порошковых проволоках в качестве элементов-упрочнителей используются титан, ванадий и ниобий [4—9]. В связи с этим одной из перспективных композиций подобного

 ^{*} Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01224).

типа может быть сталь Н8Г6М3ФТБ. Порошковую проволоку, созданную на ее основе, можно было бы использовать для наплавки износостойких покрытий. Однако исследования в этом направлении не ведутся.

Цель работы — исследование влияния режимов термической обработки на дюрометрические свойства и фазовый состав стали системы Fe—Ni—Mn—Mo—V—Ti—Nb.

Методика проведения исследований. Объектом исследований являлся металл покрытия, наплавленный порошковой проволокой на основе стали Н8Г6М3ФТБ. Металл для проведения исследований получали наплавкой валиков в аргоне на пластины из стали Ст3 размерами $200 \times 50 \times 10$ мм порошковой проволокой диаметром 2,4 мм в три слоя. Расчетный состав экспериментальной порошковой проволоки, % мас.: 8,5 Ni; 6 Mn; 3,5 Mo; 3 FeV; 5,2 FeTi; 3,3 FeNb; 0,3 Na₂SiF₆; 17,6 Fe; остальное — Fe-лента.

Исследования упрочнения термической обработкой проводили на режимах, рекомендуемых для этого класса сталей при температурах 400, 500, 550 и 600 °C с выдержкой в течение 2, 6 и 10 ч [10].

Металлографические исследования наплавленного металла осуществляли на оптическом микроскопе AXIO Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктуру выявляли химическим травлением в реактиве состава: $CuSO_4 - 4$ г; HCl – 20 мл; H₂O – 20 мл.

Влияние режимов термической обработки на упрочнение металла анализировали по результатам измерения твердости по сечению наплавленного покрытия.

Дюрометрические исследования проводили на образцах металла после наплавки и старения. Твердость наплавленного металла измеряли по методу Роквелла на приборе ТК-2, а микротвердость его структурных составляющих — по методу Виккерса на микротвердомере Shimadzu HMV-2 при нагрузках 0,0981 и 0,4905 Н (10 и 50 гс).

Основные легирующие элементы металла покрытия, наплавленного экспериментальной порошковой проволокой, определяли на оптико-эмиссионном спектрометре ДФС-500, содержание углерода в исследуемом материале методом инфракрасной спектроскопии путем сжигания пробы при температуре 1350 °С в атмосфере кислорода с использованием анализатора МЕТАВАК-СS30. В качестве пробы использовали металлическую стружку массой 500...650 мг, точность определения углерода 0,001 %. Содержание азота в исследуемом металле определяли методом плавления пробы при температуре 2500 °С в атмосфере гелия с использованием анализатора МЕТАВАК-АК. В качестве пробы использовали кусочек металла массой 400...450 мг, точность определения азота 0,0001 %.

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Съемки осуществляли в фильтрованном медном K_{α} -излучении с режимом работы рентгеновской трубки при напряжении 40 кВ и проходящем токе 40 мА. Средняя фиксируемая детектором длина волны излучения $\lambda = 1,5406$ Å. Размеры облучаемой области на образце $\approx 2 \times 5$ мм. Образцы были отсняты при комнатной температуре в интервале брэгговских углов дифракции 20 = 20...130°. Для обработки и анализа дифракционных спектров применяли пакет программ Match! версии 3.7.0.124.

Результаты исследований и их обсуждение. Химический анализ исследуемой стали Н8Г6М3ФТБ, полученной наплавкой экспериментальной порошковой проволокой, % мас.: 0,1464 C; 0,0181 N; 8,17 Ni; 5,83 Mn; 3,38 Mo; 1,37 V; 1,14 Ti; 1,09 Nb; 0,0195 S; 0,0177 P; остальное — Fe.

Установлено, что твердость металла покрытия после наплавки составляет 35,5...39 HRC.

Распределение твердости по сечению материала покрытия исследуемого состава после наплавки и старения при выбранных температурах приведено на рис. 1.

Старение при температуре 400 °С оказывает слабое влияние на упрочнение металла, а максимальный прирост твердости достигает всего 5 HRC. Независимо от продолжительности выдержки значения твердости нестабильны и равны 36,5...45 HRC (см. рис. 1, *a*).

После старения при температуре 500 °С твердость возрастает на 15...17 HRC (см. рис. 1, δ). Максимальных значений до 56 HRC она достигает при выдержке 2 ч, с увеличением выдержки до 6 ч она несколько падает. Выдержка 10 ч еще более снижает твердость до 48...52 HRC.

Старение при температуре 550 °С обеспечивает менее существенный прирост твердости — 12...14 HRC (см. рис. 1, *в*). Максимальных значений (52,5 HRC) она также достигает после 2 ч старения. После выдержки 6 и 10 ч твердость падает и составляет 44,5...49 HRC.

После старения при температуре 600 °С происходит значительное уменьшение прироста упрочнения металла до 6,5...8 HRC (см. рис. 1, *г*). Независимо от выдержки она находится на низком уровне — 40...46,5 HRC.



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Рис. 1. Распределение твердости по сечению наплавленного металла после старения при различных температурах: a - 400 °C; $\delta - 500$ °C; e - 550 °C; e - 600 °C

Полученные данные обусловили проведение исследований металла после наплавки и после старения на режиме при температуре 500 °C в течение 2 ч, показавшем наилучшие результаты.

После наплавки структура стали Н8Г6М3ФТБ мартенситно-ферритная (рис. 2, *a*). При больших

увеличениях наблюдается значительное количество фазовых выделений, расположенных по границам и внутри зерен, что и обусловливает твердость такого материала около 35...38 HRC.

Значения микротвердости структурных составляющих исследуемой стали после наплавки,



Рис. 2. Микроструктура стали Н8Г6М3ФТБ (*a*) и области замеров микротвердости ее структурных составляющих (*б*) после наплавки

	после наплавки и старения											
	Номер укола											
1*	2*	3	4	5*	6*	7	8*	9	10*	11	12	
	После наплавки											
651	726	533	508	629	644	497	726	527	754	511	482	
					После с	тарения						
648	700	726	602	699	726	608	783	687	1029	714	620	

1. Микротвердость HV* 0,01 и HV 0,05 структурных составляющих стали Н8Г6ТЗФТБ после наплавки и старения

микроструктура которой при больших увеличениях приведена на рис. 2, *б*, сведены в табл. 1.

Как видно, микротвердость матрицы материала после наплавки невысока и составляет 482...533 HV, эвтектики 629...651 HV, а упрочняющих фаз 644...764 HV.

После старения сталь имеет структуру пакетного реечного мартенсита с небольшим количеством аустенита (рис. 3, *a*). Пакеты кристаллов (реек) мартенсита находятся в объеме наследственных аустенитных зерен, имеющих средний размер 40...60 мкм. При большем увеличении обнаружено большое количество частиц, повидимому, карбидов и интерметаллидов. Вследствие этого твердость такого материала возрастает до 56 HRC.

Значения микротвердости структурных составляющих исследуемой стали после старения 500 °С, микроструктура которой при больших увеличениях приведена на рис. 3, *б*, сведены в табл. 1.

После старения картина распределения микротвердости структурных составляющих существенно изменилась: микротвердость матрицы 602...620 HV, микротвердость эвтектики 648...783 HV и упрочняющих фаз 700...1029 HV. Таким образом, микротвердость структурных составляющих стали после старения для соответствующих структурных составляющих повысилась в 1,3—1,4 раза.

Для выявления механизма упрочнения исследуемого материала были проведены рентгеноструктурные исследования.

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа данной стали, после наплавки и после старения приведены на рис. 4, а результаты расшифровки дифрактограмм сведены в табл. 2 и 3.

Установлено, что основой матрицы материала после наплавки является α -Fe. Структура включает пять видов соединений фазовых составляющих. В структуре присутствуют частицы карбидов NbC, $V_{0,89}$ Ti_{0,11}C_{0,5}, интерметаллидов Fe₇Mo₆, Fe₂Ti и нитрида ниобия Nb₄N_{2.62}.

Структура материала после старения состоит из мартенсита, незначительного количества аустенита и 10 видов соединений фазовых составляющих. В ней присутствуют частицы карбидов большей частью $V_{0,89}Ti_{0,11}C_{0,5}$, NbC и небольшого количества $Ti_6C_{3,75}$, Mo₂C, интерметаллидов большей частью Fe₂Ti, Ni_{0,75}Mo_{0,125}V_{0,125}, и небольшого количества MoNb, $Ti_{0,942}Ni_{0,106}$, Fe_{0,08}Ti_{0,092}V_{0,828} и нитрида Nb₄N_{2,62}.





Рис. 3. Микроструктура стали Н8Г6М3ФТБ (a) и области замеров микротвердости ее структурных составляющих (δ) после старения

Полученные результаты показали, что особенностью трансформации структуры стали Н8Г6М3ФТБ в результате старения является выделение четырех карбидов с участием V, Ti, Nb, Mo, пяти интерметаллидных фаз с участием Fe, Ti, Ni, Mo, V, Nb вместо двух карбидов с участием Nb, Ti, V и двух интерметаллидных фаз с участием Fe, Mo, Ti в структуре материала после наплавки.



Рис. 4. Дифрактограмма наплавленного металла после наплавки (а) и старения (б)

Обозначение фазы и номер карточки		Интенсивность пиков	Тип решетки	Параметры решетки, Å			
				табличные	расчетные		
α-Fe	Fe _{0,7} Ni _{0,3} (96-152-4200)	00	Кубическая	<i>a</i> = 2,8650	$a = 2,88615 \pm 0,00025$		
	Fe _{0,95} Mn _{0,05} (96-152-3953)			<i>a</i> = 2,8708			
	Fe _{0,75} V _{0,25} (96-152-3401)	С		a = 2,8920			
	Fe (96-901-3477)	OC		<i>a</i> = 2,8860			
Fe7Mo6 (96-150-1464)		Ср	Тригональная (с гексагональными осями)	a = 4,7402; c = 26,0028	$a = 4,713363 \pm 0,00125;$ $c = 26,04373 \pm 0,00510$		
Fe ₂ Ti (96-152-3307)			Гексагональная	a = 4,7850; c = 7,7990	$a = 4,78333 \pm 0,00055;$ $c = 7,79366 \pm 0,00064$		
Nb ₄ N _{2,62} (96-153-8887)			Тетрагональная	a = 4,4000; c = 8,7400	$a = 4,40285 \pm 0,00048;$ $c = 8,82405 \pm 0,01062$		
NbC (96-101-1324)			Кубическая	<i>a</i> = 4,4000	$a = 4,40551 \pm 0,00059$		
N	V _{0,89} Ti _{0,11} C _{0,5} (96-153-7920)		Орторомбическая	a = 5,0100; b = 4,5920; c = 2,8910	$a = 5,00171 \pm 0,00137;$ $b = 4,58960 \pm 0,00163;$ $c = 2,89313 \pm 0,00074$		
Обозначения: OC — очень сильная; C — сильная; Cp — средняя.							

2. Расшифровка дифрактограммы наплавленного металла после наплавки

3. Расшифровка дифрактограммы наплавленного металла после старения

Обозначение фазы и номер карточки		Интенсивность пиков	Тип решетки	Параметры решетки, Å			
				табличные	расчетные		
α-Fe	Fe (96-901-3475)	OC	Кубическая	a = 2,8780	$a = 2,87812 \pm 0,00024$		
γ-Fe	Fe (96-900-8470)	-		<i>a</i> = 3,5910	$a = 3,59504 \pm 0,00069$		
	Fe _{0,5} Mn _{0,2} Ni _{0,3} (96-152-4921)			<i>a</i> = 3,5920			
	MnNi ₃ (96-152-3339)			a = 3,5930			
V _{0,89} Ti _{0,11} C _{0,5} (96-153-7920)		Ср	Орторомбическая	a = 5,0100; b = 4,5920; c = 2,8910	$a = 5,00413 \pm 0,00330;$ $b = 4,59580 \pm 0,00148;$ $c = 2,88831 \pm 0,00176;$		
NbC (96-101-1324)			Кубическая	<i>a</i> = 4,4000	$a = 4,39843 \pm 0,00058;$		
Fe ₂ Ti (96-152-3307)			Гексагональная	a = 4,7850; c = 7,7990	$a = 4,78201 \pm 0,00134;$ $c = 7,78978 \pm 0,00172$		
Nb ₄ N _{2,62} (96-153-8887)			Тетрагональная	a = 4,4000; c = 8,7400	$a = 4,40250 \pm 0,00056;$ $c = 8,74521 \pm 0,00166$		
Ti ₆ C _{3,75} (96-154-0228)		Сл	Тригональная (с гексагональными осями)	a = 3,0600; c = 14,9100	$a = 3,05800 \pm 0,00061;$ $c = 14,90544 \pm 0,00410$		
Ni _{0,75} Mo _{0,125} V _{0,125} (96-152-2730)		Ср	Кубическая	<i>a</i> = 3,6070	$a = 3,60432 \pm 0,00069$		
MoNb (96-153-9168)		Сл		<i>a</i> = 3,2160	$a = 3,21684 \pm 0,00033$		
Ti _{0,942} Ni _{0,106} (96-901-5582)				<i>a</i> = 3,0191	$a = 3,01733 \pm 0,00046$		
$Fe_{0,08}Ti_{0,092}V_{0,828}$ (96-152-2405)				<i>a</i> = 4,2640	$a = 4,26195 \pm 0,00103$		
	Mo ₂ C (96-153-9796)		Орторомбическая	a = 4,7350; b = 6,0250; c = 5,2100	$a = 4,74120 \pm 0,00156;$ $b = 6,02913 \pm 0,00271;$ $c = 5,20608 \pm 0,00161$		
Обозначения: OC — очень сильная; Cp — средняя; Cл — слабая.							

Выводы

1. Наиболее высокие дюрометрические свойства стали Н8Г6М3ФТБ получены в результате старения при температуре 500 °С в течение 2 ч. В этом случае микротвердость структурных составляющих повышается в 1,3—1,4 раза, а твердость стали достигает 56 HRC.

2. В результате старения стали Н8Г6М3ФТБ в ее структуре появляются новые комплексы фазовых соединений, включающие два карбида $Ti_6C_{3,75}$, Mo_2C и четыре интерметаллида $Ni_{0,75}Mo_{0,125}V_{0,125}$, MoNb, $Ti_{0,942}Ni_{0,106}$ и Fe_{0,08} $Ti_{0,092}V_{0,828}$, которые и обусловливают дисперсное упрочнение наплавленного материала.

3. Порошковая проволока, созданная на основе стали Н8Г6М3ФТБ, обеспечивает достаточно высокие значения твердости наплавленного металла после старения, что позволяет рекомендовать ее для нанесения покрытий на рабочие поверхности кузнечно-прессового инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование старения мартенсита сплавов на основе системы Fe—Mn / В.В. Русаненко, Н.Г. Шапошников, Б.М. Могутнов, А.Ф. Еднерал // Материаловедение. 2007. № 1. С. 32—42.

2. Сильман Г.И. Сплавы системы Fe—C—Mn. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1 (607). С. 3—7.

3. Швецов В.В., Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М. Структура и механические свойства мартенситностареющей и низкоуглеродистой мартенситной сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 1. С. 32—35.

4. **Еремин Е.Н., Лосев А.С.** Повышение износостойкости ножей для холодной резки металлопроката наплавкой порошковой проволокой // Сварка и диагностика. 2014. № 4. С. 36—38.

5. Еремин Е.Н., Лосев А.С., Гуржий А.С. Новый наплавочный материал на основе высокохромистой стали для упрочнения узлов запорной арматуры // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2014. № 11 (212). С. 3–5.

6. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Черняк Я.П. Порошковая проволока для наплавки слоя мартенситно-стареющей стали // Автоматическая сварка. 2006. № 4. С. 50—53.

7. **Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Рябцев И.И.** Наплавочный сплав с повышенным эффектом вторичного твердения // Материаловедение. 2006. № 12. С. 37—41.

8. **Кальянов В.Н., Багров В.А.** Мартенситно-стареющие стали для наплавки штампов // Сварочное производство. 2003. № 2. С. 35—37.

9. Современные наплавочные материалы для уплотнительных поверхностей арматуры АЭС и ТЭС / В.С. Степин, Е.Г. Старченко, Ю.С. Волобуев, М.Ю. Егоров // Арматуростроение. 2006. № 2. С. 55—56.

10. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: МИСИС, 1999. 408 с.

Евгений Николаевич Еремин, д-р техн. наук, weld_techn@mail.ru; Александр Сергеевич Лосев; Сергей Александрович Бородихин; Иван Андреевич Пономарев; Арина Евгеньевна Маталасова



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 13.05.2019. Подписано в печать 01.07.2019. 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.





80 лет

Олегу Сергеевичу Кошелеву,

доктору технических наук, профессору

Олег Сергеевич Кошелев родился 24 июня 1939 г. в г. Горьком (ныне г. Нижний Новгород) в семье военнослужащего.

В 1956 г. Олег Сергеевич поступил в Горьковский политехнический институт. В 1961 г., получив квалификацию инженера-механика по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением", он был распределен на оборонное предприятие г. Куйбышева, где работал инженером-конструктором в течение двух лет.

В декабре 1963 г. О.С. Кошелев возвращается в г. Горький и поступает в аспирантуру по кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением", возглавляемую профессором, д-ром техн. наук И.В. Климовым. В 1966 г. защищает кандидатскую диссертацию.

С 1965 г. трудовая деятельность Олега Сергеевича неразрывно связана с Нижегородским техническим государственным университетом им. Р.Е. Алексеева (НГТУ), где он прошел путь от ассистента до профессора. В 1971—1974 гг. занимал должность зам. декана машиностроительного факультета; 1980—1982 гг. — зам. декана механического факультета; 1982—1989 гг. — декан механического факультета (по его инициативе факультет был переименован в факультет автоматизации и технологии машиностроения); 1989—1992 гг. — проректор по учебной работе; 1992—2005 гг. — первый проректор; 1998—2014 гг. — заведующий кафедрой "Машиностроительные технологические комплексы. Обработка металлов давлением и сварочное производство".

В 1992 г. Олег Сергеевич защитил докторскую диссертацию. После защиты диссертации О.С. Кошелев развивает теорию управления техническими и технологическими системами кузнечно-прессовых машин, занимается вопросами организации проектирования в машиностроении.

За период работы заведующим кафедрой им организован филиал кафедры в ОАО "Красная Этна" (г. Нижний Новгород), в 1996 г. открыта новая для России специальность "Проектирование технических и технологических комплексов", в создании которой НГТУ принимал активное участие.

Кафедрой велась переподготовка (за этот период было проведено 10 таких мероприятий) инженеров на промышленных предприятиях Нижегородской и Кировской областей.

Профессор О.С. Кошелев является академиком Академии инженерных наук и Академии проблем качества, членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении". Олег Сергеевич более 15 лет являлся председателем Совета по присуждению ученой степени доктора технических наук. В настоящее время — член Совета.

Олег Сергеевич Кошелев награжден орденом Почета, 7 государственными и ведомственными медалями, почетным знаком "За отличные успехи в работе" в области высшего образования СССР, является почетным работником высшего образования РФ, лауреатом премии г. Нижнего Новгорода в области образования, почетным профессором и почетным выпускником НГТУ.

Лично и в соавторстве О.С. Кошелевым подготовлено более 242 печатных работ, в том числе, авторских свидетельств и патентов — 17, монографий и учебных пособий, в том числе, с грифами УМО — 19.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют Олега Сергеевича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия, новых профессиональных успехов и достижений!