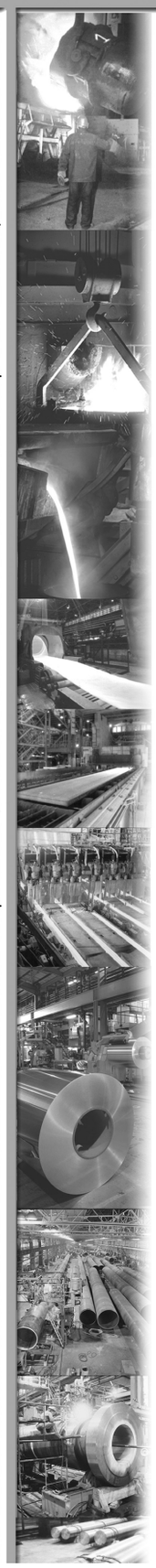
ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 8 август 2015



Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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:
БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н.
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Факс: (499) 269 48 97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Леушин И.О., Лычагов А.С. Применение отходов слюды в составе защитных покрытий чугунных тиглей для плавки алюминиевых сплавов 3
Шолохов М.А., Ерофеев В.А., Полосков С.И. Система коррекции положения плавящегося электрода с использованием дуги в качестве датчика для автоматической сварки продольных швов по узкому зазору 7
Кангезова Е.А., Овчинников В.В., Скакова Т.Ю. Микроструктура и механические свойства сварных соединений стали 08Х18Н10Т после длительной эксплуатации. 11

Кузнечно-штамповочное производство

Поксеваткин М.И., Герман С.В., Басова Е.М. Особенности формообразования составного изделия из сборной заготовки 20
Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х. Оценка пригодности материала для производства деталей из листа с применением эластомеров 24

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. К оценке коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля. 28

Материаловедение и новые материалы

Абрамов А.А., Гиршов В.Л., Цеменко В.Н. Анализ современных технологий центробежного распыления металлических порошков 36
Быков Ю.А., Унчикова М.В., Пахомова С.А., Помельникова А.С., Силаева В.И. Методика выбора материала и технологии термической обработки деталей машиностроения 43

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

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2015

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and other productions)

№ 8 August 2015

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
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.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Fax: (499) 269-48-97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Leushin I.O., Lychagov A.S. Application of mica waste in composition of coatings for cast iron crucibles for melting of aluminum alloys 3
Sholokhov M.A., Erofeev V.A., Poloskov S.I. System of consumable electrode position correction with arc as sensor for automatic narrow gap welding of longitudinal seams 7
Kangezova E.A., Ovchinnikov V.V., Skakova T.Yu. Microstructure and mechanical properties of welded joints of steel 08Kh18N10T after prolonged operation 11

Forging and Stamping Production

Poksevatkin M.I., German S.V., Basova E.M. Characteristics of forming of composite product from prefabricated blank 20
Tomilov M.F., Tomilov F.Kh. Material suitability estimation for sheet parts manufacturing with application of elastomers 24

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N. Estimation of friction coefficient due to drawing of round solid profile 28

Physical Metallurgy and New Materials

Abramov A.A., Girshov V.L., Tsemenko V.N. Analysis of up-to-date technologies of centrifugal dispersion of metal powders 36
Bykov Yu.A., Unchikova M.V., Pakhomova S.A., Pomel'nikova A.S., Silaeva V.I. Selection method of material and heat treatment technology for mechanical engineering parts 43

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2015

УДК 621.745

И.О. Леушин, А.С. Лычагов
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Применение отходов слюды в составе защитных покрытий чугунных тиглей для плавки алюминиевых сплавов

Предложены варианты решения проблемы предотвращения загрязнения расплава силумина примесями железа в условиях действующего производства ОАО "НИТЕЛ" (г. Нижний Новгород). Рассмотрена возможность использования отходов, состоящих из мелкой фракции дробленой и молотой слюды, в составе специальных покрытий для чугунных тиглей.

Ключевые слова: силумин; интерметаллические соединения; чугунный тигель; слюда; мусковит; флогопит; защитное покрытие; флюс.

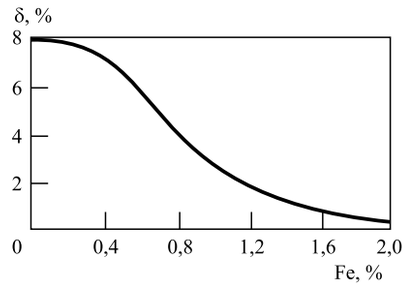
Various solutions to the problem of preventing contamination of the melt silumin with iron impurities in the conditions of the current manufacturing of JSC "NITEL" (Nizhny Novgorod) are offered. The possibility of using of waste consisting from fine fraction of crushed and powdered mica, as part of special coatings for cast iron crucibles.

Keywords: silumin; intermetallic compounds; cast iron crucible; mica; white mica; phlogopite; protective coating; flux.

Уровень содержания примесей в алюминиевых сплавах выше, чем в первичном алюминии, так как при производстве сплавов появляются дополнительные источники загрязнения расплава. Также велика вероятность насыщения расплава примесями из-за взаимодействия его с футеровкой печи и материалом тиглей. Например, при плавке в чугунных тиглях сплав обогащается железом.

Чугунные тигли применяют в небольших литейных цехах при производстве отливок из алюминиевых сплавов способом литья под низким и регулируемым давлением, реже — при литье в землю и кокиль. Интенсивное растворение железа с рабочей поверхности тигля наблюдается при сильном перегреве и длительной выдержке расплава.

Железо является наиболее вредной из регламентированных ГОСТ 1583—93 примесей. В силуминах железо образует соединения различного состава ($FeAl_3$, Al_5SiFe, Al_4Si_2Fe и др.), которые при затвердевании имеют грубокристаллическое строение и поэтому значительно снижают механические свойства отливок, особенно пластичность (рисунок) [1, 2].



Влияние железа на относительное удлинение δ сплава АК9ч

zp815.indd 3 29.07.2015 16:00:26

Поэтому следует учитывать, что при таких условиях производства алюминиевого литья необходимо принятие мер по предотвращению растворения железа с поверхности тигля при воздействии с расплавом. Как показал информационный обзор известных вариантов решения данной проблемы, чаще всего отечественные предприятия предпочитают два пути ее решения:

1) выбор материала тигля, стойкого к расплаву силумина;

2) выбор материала защитного покрытия и способа его нанесения на рабочую поверхность тигля.

Необходимо учитывать, что при выборе материала тигля главными критериями являются его стоимость и стойкость. По всем параметрам чугунный тигель превосходит графитовый: в среднем стоимость графитового тигля в 1,5 раза больше стоимости тигля из чугуна, по стойкости графитовый тигель уступает чугунному в 1,3—1,5 раза.

По данным работ (см. кн. Баранов П.И. Плавка и рафинирование алюминиевых сплавов. М.: Оборонгиз, 1949; Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В. Плавка и литье легких сплавов. М.: Металлургия, 1969. 680 с.), важно использовать тигли из чугуна, стойкого против воздействия расплава алюминия. Предложен следующий химический состав чугуна: 3,0...3,5 % C; 1,2...1,5 % Mn; 1,5...2,0 % Si; 0,8...1,2 % Cr; 0,25...0,5 % Ni; менее 0,25 % P и менее 0,1 % S.

На некоторых заводах тигли отливают из модифицированного чугуна. Выплавка этого чугуна проводится на шихте, содержащей не менее 40 % стального лома. Во избежание отбеливания в чугун присаживают 0,6 % смеси, состоящей из разных количеств карбида кальция и ферросилиция.

Важно обеспечивать гладкую поверхность тиглей, поскольку такие дефекты, как рыхлоты, раковины, шлаковые включения отрицательно сказываются на стойкости тиглей. Очевидно, что стоимость таких тиглей будет значительно выше, чем тиглей, изготовленных из серого чугуна. Если речь идет о недорогом варианте, то для выплавки силумина можно использовать тигель, изготовленный из серого чугуна с минимальным содержанием кремния.

Вторым направлением по предотвращению насыщения железом алюминиевого расплава является защита рабочей поверхности чугунного тигля от взаимодействия перегретого расплава. Как показал информационный обзор известных вариантов решения проблемы, чаще всего отечественные предприятия предпочитают вариант защиты рабочей поверхности чугунного тигля от взаимодействия с расплавом посредством нанесения специального покрытия, содержащего в своем составе отдельно, либо в комбинации такие компоненты, как отмученный мел, каолин, оксид цинка, огнеупорную глину, молотый шамот, магнезит, тальк или кварцевый песок (табл. 1).

Выбор таких компонентов объясняется химической инертностью по отношению к расплаву силумина и высокой огнеупорностью специальных покрытий на основе данных ма-

1. Состав специального покрытия, г

Номер смеси	Асбест молотый	Кварцевый песок	Огнеупорная глина	Жидкое стекло	Оксид цинка	Графит	Мел молотый	Тальк	Вода
1	45	—	—	55	—	—	120	—	1000
2	—	—	—	25	80	20	—	—	1000
3	—	70	45	—	—	110	—	—	1000
4	—	10	50	50	—	—	—	—	1000
5	75	—	—	70	130	—	—	—	1000
6	—	8	20	5	—	—	30*	—	37
7	—	—	—	2	33	—	—	—	65
8	—	—	—	5	—	50	—	—	45
9	—	—	—	3	—	—	67	—	30

* Шамот молотый.

zp815.indd 4 29.07.2015 16:00:26

териалов. Однако их применение часто связано со сложностью и длительностью приготовления и нанесения, низкой стойкостью, а также низкой кроющей способностью. Процесс от начала приготовления некоторых составов красок до момента их готовности занимает до трех суток. Как правило, стойкость таких покрытий составляет не более трех плавок. Затем на тигель снова необходимо наносить защитное покрытие.

Важными критериями при использовании специальных покрытий являются: прочность сцепления с поверхностью тигля, эрозионная стойкость, а также способность защитных покрытий сохранять прочность при повторных нагревах до рабочих температур. Эти свойства красок определяются природой связующего и наполнителя.

Так, например, в ОАО "НИТЕЛ" (г. Нижний Новгород) перед плавкой силумина внутреннюю поверхность чугунного тигля покрывали специальными красками на основе оксида цинка и жидкого стекла, а также огнеупорной глины и мела. Стойкость таких покрытий составляла не более 1—3 плавки. Длительность процесса приготовления и нанесения данных покрытий выходила за рамки технологического процесса. К тому же расплав загрязнялся частицами краски.

Особое внимание привлек перспективный материал — отходы слюдосодержащей продукции — мелкая фракция дробленой и молотой слюды, имеющийся в распоряжении одного из специализированных предприятий Нижегородской области ОАО "Слюда" (р.п. Филинское), занимающегося переработкой слюдяного сырья и производством изделий на основе этого материала.

Производство любого вида продукции из слюды сопровождается наличием определенного количества технологических отходов (от 10 до 40 %). За длительный промежуток времени работы предприятия скопилось большое количество отходов слюды, не утилизированной и не переработанной в пригодное для использования сырье.

Отходы переработки слюдяного сырья представляют собой сферические и пластинчатые частицы размерами 5...500 мкм. В основном, это мусковит $KAl_2[AlSi_3O_{10}](OH)_2$ и флогопит $KMg_3[AlSi_3O_{10}](OH,F)_2$, относящиеся соответственно к группам листовых алюминиевых и магнезиально-железистых слюд и являющиеся высококачественными электроизоляционными и теплоизоляционными материалами из-за особенностей структуры. Ее основной элемент представлен трехслойным пакетом из двух тетраэдрических слоев $[AlSi_3O_{10}]$ с находящимся между ними октаэдрическим слоем, состоящим из катионов Al. Два из шести атомов кислорода октаэдров замещены гидроксильными группами OH или фтором. Пакеты связываются в непрерывную структуру через ионы K^+ с координационным числом 12.

Практический интерес в связи с поставленной задачей выбора материала защитного покрытия тигля представляют такие свойства мусковита и флогопита, как [3]:

— высокая механическая прочность (предел прочности на растяжение у мусковита 170...360 МПа, у флогопита 220...380 МПа; сопротивление сжатию 800...1200 и 300...600 МПа соответственно);

— относительно высокая химическая стойкость к агрессивным средам;

— термическая стойкость (способность сохранять при нагревании физические свойства) до 1000 °С;

— высокая температура плавления: 1250... 1400 °С — мусковит; 1330 °С — флогопит;

— низкая смачиваемость жидкостями.

Новое покрытие для тиглей должно обладать следующими свойствами и отвечать современным требованиям по экологической безопасности: высокая термическая стойкость в области рабочих температур (до 800 °С), высокая прочность сцепления с поверхностью тигля, высокая эрозионная стойкость.

В качестве зерновой основы для покрытия предложено использовать пылевидный кварц (маршалит) марки КП-2 (ГОСТ 9077—82). На основании ранее проведенных исследований по определению способности защитных покрытий сохранять прочность при повторных нагревах до температуры 850 °С установлено, что краски на пылевидном кварце сохраняют свою прочность в течение 6—7 прокаливаний в отличие от глинистых красок (одно прокаливание).

Маршалит обладает следующими физическими свойствами: плотность 2,65 г/см^3; температура плавления 1713 °С; коэффициент теплопроводности при 100 °С 6,978 Вт/(м·К) (6 ккал/(м·ч·°С); критическая температура

zp815.indd 5 29.07.2015 16:00:26

нагревающей среды, отвечающая разрушению зерен 800 °С. Перед применением его необходимо прокалить в печи при температуре 850...900 °С в течение 3...4 ч.

В качестве связующих материалов предложено использовать этилсиликат марки ЭТС-32 (ГОСТ 26371—84) и жидкое стекло (ГОСТ 13078—81). Перед применением проводили гидролиз этилсиликата в присутствии катализатора (соляной кислоты) с последующим разбавлением водой.

Предварительную подготовку отходов слюдяного сырья, сортировку по фракциям осуществляли в ОАО "Слюда".

Для сравнения использовали два варианта составов покрытия:

1) пылевидный кварц КП-2 (ГОСТ 9077—82), этилсиликат ЭТС-32 (ГОСТ 26371—84), фракция молотой слюды (флогопит, мусковит) размером частиц до 315 мкм;

2) пылевидный кварц КП-2 (ГОСТ 9077—82), стекло натриевое жидкое (ГОСТ 13078—81), фракция молотой слюды (флогопит, мусковит) размером частиц до 315 мкм, борная кислота (ГОСТ 18704—78).

Оба покрытия наносили на заранее подготовленный тигель (очищенный от пыли и ржавчины и подогретый до температуры 70...80 °С) с помощью кисти. Данный способ нанесения покрытия довольно простой, не требующий специального оборудования, что оправдывает себя в условиях небольшого литейного цеха.

Приготовление сплава проводили в топливной тигельной печи "Колеман" с чугунным тиглем емкостью 250 кг. Использовали алюминиево-кремниевый сплав АК12, приготовленный согласно технологической инструкции (70 % — свежие материалы; 30 % — возврат). Для улучшения механических и технологических свойств алюминиевого сплава при литье в землю расплав в процессе плавки подвергали рафинированию и модифицированию с помощью универсального флюса — смеси фтористых и хлористых солей натрия в определенных соотношениях, которые обеспечивают одновременно и рафинирование (очистку расплава от газов и примесей), и модифицирование сплава. Для приготовления флюса использовали материалы в соотношении, приведенном в табл. 2.

2. Состав флюса

Компонент флюса	ГОСТ	Содержание, %
Натрий фтористый	2871—75	40
Натрий хлористый	4233—77	45
Криолит	10561—80	15

В процессе опробования 1-го варианта покрытия первые четыре плавки проводили без обработки сплава флюсом. Первыми положительными результатами опробования являлись отсутствие трещин на поверхности покрытия и низкая смачиваемость расплавом силумина стенок тигля.

В ходе пятой плавки проводили обработку расплава универсальным флюсом. Флюс вводили при температуре не ниже 760 °С. После введения модификатора в расплав силумина через 20...25 мин часть покрытия, омываемого расплавом, разрушилась.

Причиной такого разрушения, по мнению авторов статьи, является воздействие фторсодержащего криолита Na_3AlF_6) и фтористого натрия NaF с кремнийсодержащими компонентами исследуемого покрытия. В результате такого взаимодействия образуется тетрафторид кремния — бинарное неорганическое соединение кремния с фтором, бесцветный газ SiF_4.

При опробовании 2-го варианта покрытия в процессе первой плавки на поверхности тигля в зоне контакта расплав—покрытие появились следы разрушения покрытия: трещины и отслаивания, что свидетельствовало о низкой прочности сцепления покрытия с поверхностью тигля. По данным А.А. Сварики (см. кн. Покрытия литейных форм. М.: Машиностроение, 1977. 216 с.), это свойство покрытия определяется природой связующего и наполнителя.

Заключение. Проведено опробование двух вариантов составов покрытий для чугунных тиглей.

Установлены удовлетворительные результаты по опробованию 1-го состава покрытия.

Показано, что использование фторсодержащих компонентов флюса с кремнийсодержащими компонентами исследуемого покрытия приводит к разрушению покрытия с образованием тетрафторида кремния SiF_4.

В качестве альтернативы фторсодержащим флюсовым композициям для дальнейших работ выбраны:

— флюс, состоящий из 45 % Na_2CO_3 + + 40 % $Na_2B_4O_7$ + 12 % SiO_2 + 3 % Na_3AlF_6,

zp815.indd 6 29.07.2015 16:00:26

55 % $CaCO_3$ + 35 % $Na_2B_4O_7$ + 7 % SiO_2 + + 3 % Na_3AlF_6 (пат. 127297 ПНР);

— флюс, состоящий из 32 % Na_2O + + 22 % K_2O + 36 % B_2O_7 + 10 % SiO_2 [4];

— флюс, состоящий из 66 % $NaNO_3$ + + 0,5...10 % $NaNO_2$ + 15...35 % SiO_2 (пат. 149590 ПНР);

— флюс, состоящий из 38 % K_2CO_3 + + 57 % V_2O_5 + 5 % S [5].

Как видно, в составе таких флюсов фториды и хлориды частично заменены на SiO_2, V_2O_5, $CaCO_3 \cdot MgCO_3$, $CaCO_3$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Курдюмов А.В., Белов В.Д., Пикунов М.В.** Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник. Изд. 3-е, перераб. и доп. М.: Изд. дом МИСиС, 2011. 615 с.

2. **Калиниченко А.С., Немененок Б.М., Калиниченко В.А.** Снижение негативного влияния повышенного содержания железа в алюминиевых сплавах // Литейное производство. 2004. № 3. С. 21—22.

3. **Методические** рекомендации по применению классификации запасов месторождений и прогнозных ресурсов твердых полезных ископаемых. Слюда. М.: ФГУ ГКЗ, 2007.

4. **Петров С.М., Петрова С.Г., Конягин А.И.** Флюсы для обработки алюминиево-кремниевых сплавов // Высокопрочные цветные сплавы и прогрессивные методы производства отливок: сб. ст. / под ред. Н.С. Постникова. М.: МЛНТП, 1983. С. 53—55.

5. **Задруцкий С.П.** Создание экологически чистых технологий модифицирования и рафинирования силуминов, обеспечивающих получение плотных отливок: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04. Минск, 1999. 169 с.

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,
igoleu@yandex.ru;
Алексей Сергеевич Лычагов

УДК 621.791:681.513.3

М.А. Шолохов *(ООО "Шторм", г. Екатеринбург)*,
В.А. Ерофеев *(Тульский государственный университет)*,
С.И. Полосков *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Система коррекции положения плавящегося электрода с использованием дуги в качестве датчика для автоматической сварки продольных швов по узкому зазору

Показано, что для исключения дефектов формирования швов вследствие случайных отклонений расположения электрода в разделке при дуговой сварке по узкому зазору целесообразно использовать автоматическую систему слежения за положением плавящегося электрода в разделке с использованием дуги в качестве датчика обратной связи. Предложена система слежения, основой которой является импульсный фазовый детектор, обеспечивающий сравнение фаз поперечных колебаний горелки по напряжению дуги и поперечную коррекцию положения сварочной горелки в разделке. Реализация системы показала ее эффективность при сварке по узкому зазору продольных швов корпусных конструкций специальной техники.

Ключевые слова: дуга; коррекция положения горелки; продольный шов; узкий зазор.

It is shown that to exclude seam defects formation due to chance fluctuation of electrode in groove under narrow gap welding it seems reasonable to use automatic tracking system of consumable electrode position in groove with the help of arc as feedback sensor. Suggested tracking system which is the basic impulse phase detector that allows to compare welding torch lateral voltage oscillation phases and lateral correction of welding torch position in groove. Realization of this project showed its efficiency under narrow gap welding of longitudinal seams for special purpose machinery housing.

Keywords: arc; torch position correction; longitudinal seam; narrow gap.

При дуговой сварке по узкому зазору высока вероятность появления таких дефектов формирования швов, как непроваров и глубоких подрезов в зоне сопряжения слоев шва с металлом кромок, а также пустот (полостей) на боковых поверхностях шва [1]. Основной при-

zp815.indd 7 29.07.2015 16:00:26

чиной их возникновения являются случайные отклонения размеров свариваемого стыка и пространственного расположения электрода в разделке. Эти факторы изменяются с малой скоростью по мере перемещения вдоль стыка.

Анализ влияния указанных факторов на качество формирования швов показал, что допустимая погрешность отклонения оси электрода от плоскости симметрии узкой разделки шириной 5...8 мм, при которой не возникает недопустимой асимметрии шва и несплавлений у одной из кромок, не должна превышать 0,25 мм [2]. Обеспечить такое точное положение электрода при большой длине его вылета, типичной для узкой и глубокой разделки, сложная инженерная задача.

Это связано с тем, что электрод имеет кривизну вследствие внутреннего механического напряжения и при выходе из направляющего мундштука сварочной горелки — хаотическое отклонение. Поэтому для достаточно точной ориентации дуги относительно боковых стенок разделки необходимо использовать автоматическую систему слежения. В основу работы систем слежения положены разнообразные принципы обнаружения поверхностей свариваемых деталей — от механического контакта до сканирования поверхности разделки бесконтактными методами.

Применение в зауженной разделке каких-либо контактных датчиков, контролирующих положение электрода, затруднено из-за проблем доступа в зону сварки. Это же в полной мере относится и к бесконтактным следящим системам на основе лазерных датчиков или систем технического зрения.

В настоящее время среди бесконтактных систем особое место занимают системы коррекции, использующие в качестве источника информации о расположении электрода относительно разделки кромок индуктивные датчики [3], либо непосредственно сварочную дугу [4, 5]. Подобные датчики легко вписываются в системы цифрового управления многокоординатными следящими электроприводами [6].

Системы дуговой коррекции за расположением электрода в зауженной разделке кромок полностью решают проблемы бесконтактного доступа в зону сварки и минимизации размеров сварочного оборудования. При сварке по узкому зазору удобно применять сканирующую дугу с относительно малой амплитудой поперечных колебаний электрода (рис. 1).

Период колебаний электрода выбирают 0,05...0,20 с, т.е. достаточно малым и не вызывающим заметного периодического изменения

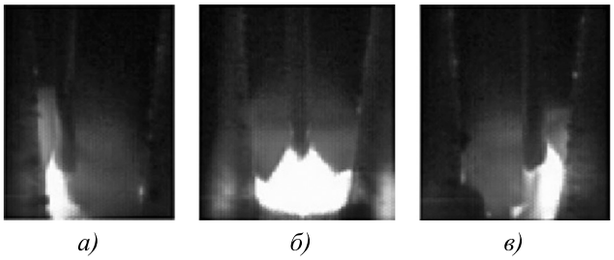


Рис. 1. Дуга при сварке с поперечными колебаниями электрода в узкой разделке кромок в крайних (*а*, *в*) и центральном (*б*) положениях

размеров шва, но позволяющим механическую реализацию поперечных колебаний сварочной горелки. При периодическом поперечном перемещении сварочной горелки изменяется расстояние между концом электрода и поверхностью кромок при приближении к боковым поверхностям разделки. Укорочение дуги вызывает заметное снижение напряжения дуги. Рост тока дуги при этом несколько запаздывает, так как тормозится индуктивностью источника питания и ограниченной скоростью плавления электрода.

На рис. 2 показана структура дуговой системы коррекции положения электрода в разделке, использующая в качестве источника информации периодическое изменение напряжения дуги при поперечных колебаниях плавящегося электрода в разделке.

Система содержит источник питания дуги ИП, сварочную горелку СГ, механизм подачи электро-

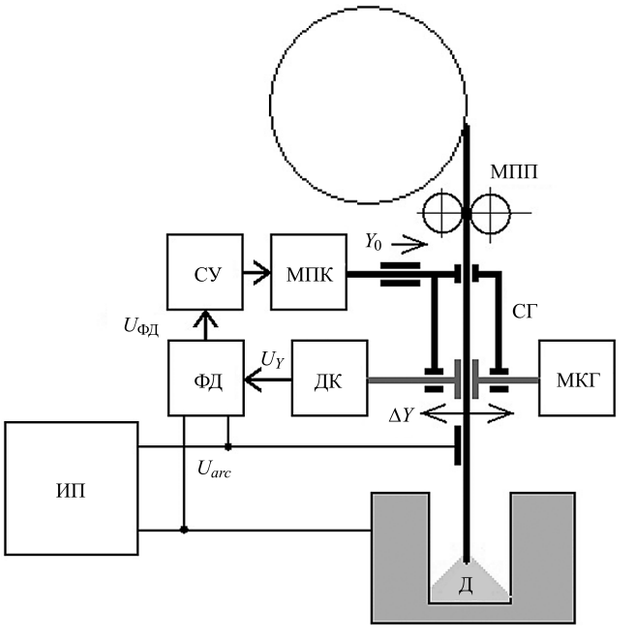


Рис. 2. Структура системы дуговой коррекции расположения электрода в зауженной разделке кромок

zp815.indd 8 29.07.2015 16:00:27

дной проволоки МПП, механизм поперечной коррекции МПК расположения горелки относительно стыка. На сварочной горелке установлено устройство МКГ для создания периодических поперечных колебаний электрода с амплитудой ΔY, а также датчик ДК, сигнал которого U_Y зависит от направления смещения электрода в горелке от центрального положения. Фазовый детектор ФД подключен к выходу источника питания ИП и датчику колебаний электрода ДК, а также к входу системы управления СУ механизмом поперечной коррекции МПК.

При выполнении сварки дуга Д питается током от источника ИП и горит между кромками и электродной проволокой, подаваемой механизмом подачи МПП в сварочную горелку СГ.

Механизм МКГ создает поперечные колебания электродной проволоки с постоянной амплитудой ΔY относительно среднего положения Y_0 (рис. 3).

Эти колебания преобразуются датчиком ДК в прямоугольные импульсы напряжения U_Y разной полярности в зависимости от направления смещения электрода от среднего положения. В фазовом детекторе ФД выполняется сравнение значений напряжения дуги U_{arc} в моменты появления импульсов U_Y и формируется положительный импульс $U_{ФД}$, если напряжение дуги U_{arc} при положительном значении импульса U_Y больше, чем при отрицательном, и отрицательный, если напряжение U_{arc} больше при отрицательном U_Y.

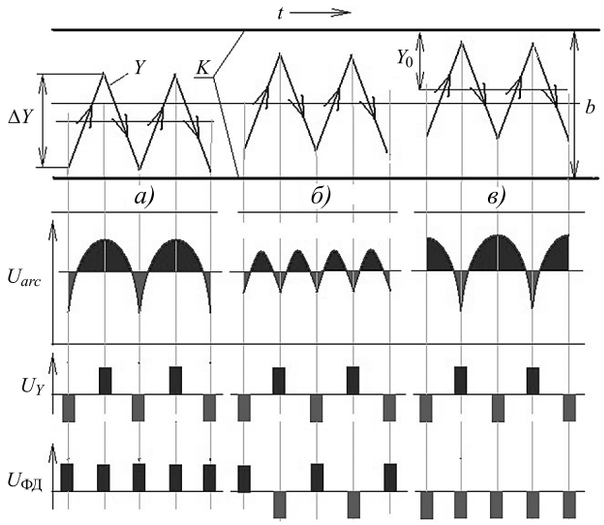


Рис. 3. Диаграмма изменения сигналов в системе дуговой коррекции расположения электрода в зауженной разделке кромок при крайних (*а*, *в*) и центральном (*б*) положениях электрода

Импульсы $U_{ФД}$ фазового детектора поступают на вход системы управления СУ механизмом поперечной коррекции МПК среднего положения Y_0 сварочной горелки СГ над стыком. Траектория Y движения конца электрода относительно боковых стенок K разделки кромок шириной b может быть смещена в ту или иную сторону (см. рис. 3, *а*, *в*) от центрального положения (см. рис. 3, *б*).

При смещении на выходе фазового детектора ФД формируются импульсы $U_{ФД}$ одного знака (положительные или отрицательные в зависимости от направления смещения), и система управления СУ вызывает движение механизма МПК в направлении перемещения сварочной горелки СГ к центру стыка. При центральном расположении электрода ($Y_0 \approx b/2$) фазовый детектор ФД формирует разнополярные импульсы $U_{ФД}$ и система управления СУ не вызывает движения механизма МПК.

Описанная система дуговой коррекции была реализована в комплексе для автоматической сварки продольных швов по узкому зазору (рис. 4). В данном комплексе механизм поперечной коррекции положения сварочной горелки осуществлял не только коррекцию относительно оси симметрии разделки, но и одновременно создавал поперечные колебания горелки относительно разделки, необходимые для выбранной технологии сварки [7]. Управление двигателем механизма МКП осуществлялось микропроцессором, программа которого выполняла функции фазового детектора, регулирования среднего расположения горелки и управления поперечными колебаниями по специальному алгоритму.

Помимо системы дуговой коррекции в состав комплекса входят два оригинальных резонансных сварочных источника MicorMIG 500

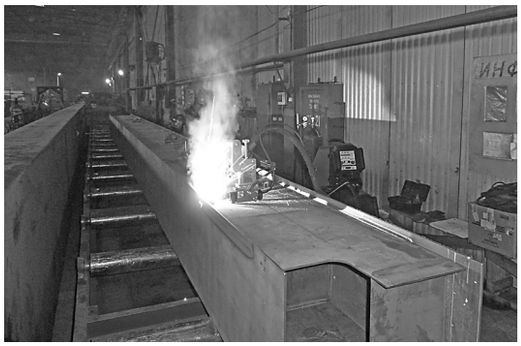
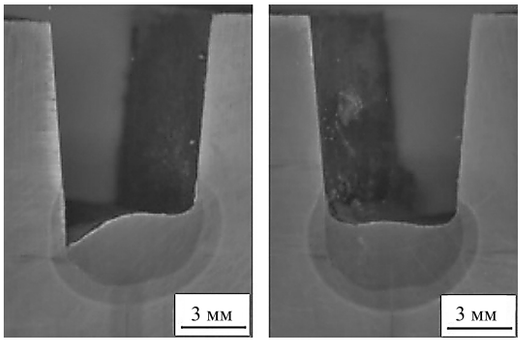


Рис. 4. Комплекс для автоматической сварки продольных швов с системой дуговой коррекции [7]

zp815.indd 9 29.07.2015 16:00:27



а) *б)*

Рис. 5. Макрошлифы соединений при дуговой сварке в узкую разделку:

а — система выключена; *б* — система включена

на 500 А [8]. Испытания этой системы выполняли при сварке стали толщиной 16 мм в разделку кромок шириной 5 мм внизу и 7 мм вверху. Сварку осуществляли в углекислом газе проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм при токе дуги 275 А и напряжении 28 В. При работе системы задавали поперечные колебания горелки амплитудой ±2 мм с частотой 10 Гц.

На рис. 5 показаны макрошлифы швов, сваренных без использования системы слежения и при включенной системе.

Полученные результаты показали, что при выключенной системе даже небольшое отклонение электрода от центрального положения (например, вследствие его кривизны) вызывает несимметричное формирование шва и несплавление на границе сварочной ванны с боковой стенкой разделки. При включенной системе электрод попеременно приближается к каждой из сторон разделки, а следящая система обеспечивает равную длительность нагревания каждой из боковых стенок разделки.

В настоящее время предлагаемая система дуговой коррекции используется при автоматической двухдуговой многопроходной сварке по узкому зазору корпусных конструкций специальной техники. Планируется оснащать подобными системами слежения и другие типы сварочного оборудования.

Выводы

1. Проблемой дуговой сварки в узкую разделку является высокая вероятность возникновения дефектов формирования швов, типа несплавлений у кромок разделки вследствие случайных отклонений пространственного расположения электрода относительно разделки. Для исключения подобных дефектов необходимо использовать автоматическую систему слежения за положением электрода относительно стыка.

2. Целесообразно применение систем слежения, в которых расположение электрода относительно разделки кромок определяют по напряжению и току дуги при поперечных колебаниях электрода.

3. Предложена структура системы дуговой коррекции при сварке с поперечными колебаниями плавящегося электрода в зауженной разделке кромок, основой которой является использование импульсного фазового детектора для сравнения фаз поперечных колебаний горелки по напряжению дуги и определения направления поперечной коррекции сварочной горелки.

4. Реализация системы дуговой коррекции показала ее эффективность при автоматической двухдуговой многопроходной сварке по узкому зазору корпусных конструкций специальной техники.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рахматуллин Т.А., Шолохов М.А., Бузорина Д.С.** Проблемы внедрения зауженных разделок при сварке корпусных конструкций специальной техники // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2012. № 4. С. 64—66.

2. **Шолохов М.А., Ерофеев В.А., Полосков С.И.** Оценка вероятности возникновения дефектов формирования швов и расчет допусков на параметры процесса дуговой сварки по узкому зазору // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2015. № 5. С. 66—73.

3. **Bae Kang-Yul, Park Jin-Hyun**. A study on development of inductive sensor for automatic weld seam tracking // Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 176. No. 1. P. 111—116.

4. **Цыбулькин Г.А.** Дуговые сенсорные системы для сварочных роботов. Киев: Сталь, 2011. 145 с.

5. **Kang Y.H., Na S.J.** Characteristics of welding and arc signal in narrow groove Gas Metal Arc Welding using electromagnetic arc oscillation // Welding Journal. 2003. Vol. 82. No. 5. P. 93—99.

6. **Гусев Н.В., Букреев В.Г.** Системы цифрового управления многокоординатными следящими электроприводами: учеб. пособие. Томск: Изд-во ТомПУ, 2010. 213 с.

7. **Пат. 2430821 РФ, МКП^3 B23K 37/02.** Сварочный автомат / М.А. Шолохов, А.М. Фивейский, А.В. Матушкин, О.Р. Саяпов. № 20100126116/02; заявл. 25.06.2010; опубл. 10.10. 2011, Бюл. № 28. Ч. 3. С. 664

8. **Зиновкин А.А., Шолохов М.А., Фивейский А.М.** Резонансные технологии в сварке: этапы развития // Сварка и Диагностика. 2013. № 1. С. 48—52.

Михаил Александрович Шолохов, канд. техн. наук,
shmihael@yandex.ru;
Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;
Сергей Иосифович Полосков, д-р техн. наук

zp815.indd 10 29.07.2015 16:00:27

УДК 620.18:621.643

Е.А. Кангезова, В.В. Овчинников, Т.Ю. Скакова
(Московский государственный индустриальный университет)

Микроструктура и механические свойства сварных соединений стали 08Х18Н10Т после длительной эксплуатации

Исследованы микроструктура и механические свойства сварных соединений вырезок из трубопроводов установок гидрообработки дизельного топлива после 10 тыс. ч эксплуатации. Изучено влияние термического старения, моделирующего эксплуатационное воздействие, на микроструктуру и свойства сварных соединений трубопроводов. Показано, что при длительной эксплуатации возможно охрупчивание и снижение трещиностойкости металла сварных соединений трубопроводов, изготовленных из стали 08Х18Н10Т. Выявлены изменения микроструктуры, которые могут приводить в процессе эксплуатации к снижению механических свойств металла сварных соединений трубопроводов.

Ключевые слова: микроструктура; механические свойства; термическое старение; трещиностойкость; охрупчивание.

Microstructure and mechanical properties of the welded joints of cuts from conduits of the installations of the hydro-working of diesel fuel after 10 thousand hours of operation are investigated. The influence of the thermal aging, which simulates operational action, on the microstructure and the properties of the welded joints of conduits is studied. It is shown that at long operation is possible the embrittlement and reduction in the resistance to cracks of the metal of welded joints of conduits obtained from steel 08Kh18N10T. Changes in the microstructure, which can give in the process of operation to decrease mechanical properties of the metal of the welded joints of conduits are revealed.

Keywords: microstructure; mechanical properties; thermal aging; resistance to cracks; embrittlement.

Введение. Вопросы обеспечения безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов установок гидрообработки дизельного топлива, а также обоснования продления срока службы установок приобретают в настоящее время все большее значение. Это связано с тем, что ряд установок Л-24/7 уже выработал свой проектный срок службы (20 лет) или приближается к нему.

По существующим нормативным документам, продление срока службы установок для гидроочистки дизельного топлива проводится при выполнении комплекса регламентированных мероприятий, включающих в себя, в том числе, оценку технического состояния и расчет остаточного ресурса конструкции блока реактора и охлаждающей колонны с учетом фактического уровня механических свойств на момент продления.

Важное практическое значение имеет также вопрос обоснования работоспособности установок нового поколения на срок службы до 40 лет, для которых необходимо прогнозирование уровня механических свойств на более длительный срок эксплуатации.

Цель работы — выявление тенденции и уровня изменения свойств в процессе длительной эксплуатации сварных соединений трубопроводов, изготовленных из коррозионно-стойкой стали аустенитного класса, и обоснование необходимости учета этих изменений при прогнозировании срока службы действующих установок для гидроочистки дизельного топлива и при проектировании новых установок на срок службы до 40 лет.

Методика проведения исследований. Трубопроводы эксплуатируются в условиях воздействия статического и циклического нагружения и водных сред теплоносителя (высокотемпературная водная среда под давлением). Испытывали сварные соединения трубопроводов, изготовленные из коррозионно-стойкой стали аустенитного класса 08Х18Н10Т. Испытания проводили на сварных соединениях в исходном состоянии, после эксплуатации на установке гидроочистки дизельного топлива

zp815.indd 11 29.07.2015 16:00:27

(вырезки) и после старения, моделирующего эксплуатационное воздействие.

Для оценки свойств металла трубопровода в исходном состоянии был изготовлен модельный трубопровод длиной 300 мм, включающий в себя два отрезка трубы, сваренных по штатной технологии. Шов выполняли ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом; присадочная проволока Св-04Х19Н11М3, диаметр проволоки 2 мм.

Исследовали вырезки из трубопроводов после 10 тыс. ч эксплуатации. Вырезки из трубопроводов были выполнены в связи с обнаруженными в них дефектами.

Химический состав основного металла и металла сварного шва модельного трубопровода приведен в табл. 1.

Модельный трубопровод разрезали на две половины: первую исследовали в исходном состоянии; вторую — после термического старения. Для моделирования дальнейшего эксплуатационного воздействия сварные соединения подвергали термическому старению по следующим режимам: при 400 °С, 4000 ч и при 450 °С, 1500 ч, что соответствовало эксплуатационному воздействию при 280 °С в течение 200 и 280 тыс. ч соответственно [1]. Несколько темплетов из металла с действующей установки подвергали старению при 450 °С, 3000 ч.

Испытания на растяжение проводили на машине ИМ-4А на образцах следующих размеров: для нового металла — d_0 = 6 мм, $l_0 = 5d_0$, тип III, № 6 (T = 20 °С) по ГОСТ 1497—84 и тип IV, № 6 (T = 285 °С) по ГОСТ 9651—84; для металла шва — d_0 = 5 мм, $l_0 = 5d_0$, тип III, № 7 (T = 20 °С) по ГОСТ 1497—84 и тип IV, № 7 (T = 285 °С) по ГОСТ 9651—84.

Испытания на ударный изгиб выполняли на маятниковом копре на образцах размером 10×10×55 мм с U-образным надрезом, тип II в соответствии с требованиями ГОСТ 9454—78.

Циклическую трещиностойкость образцов определяли на универсальной электрогидравлической машине PC-400S фирмы Schenck (Германия) (с максимальной силой 400 кН). Испытания осуществляли на воздухе при осевом растяжении при 20 °С, коэффициенте асимметрии цикла R = 0 (R = 0,03) и частоте нагружения f = 20 Гц.

Испытаниям на статическую трещиностойкость подвергали основной металл и металл сварного шва [2]. Испытывали образцы типа СТ-1 по ГОСТ 25.506—85.

Сопротивление усталости определяли на плоских образцах (тип IV по ГОСТ 25.502) рабочим сечением 10×10 мм. Образцы изготовляли таким образом, чтобы металл шва, зона термического влияния и основной металл находились в рабочей части образца. Испытания проводили на машине PC-400S фирмы Schenck.

Испытанию на стойкость против *межкристаллитной коррозии* (МКК) подвергали плоские образцы размером 3×16×80 мм и высотой, равной толщине трубы, вырезанные в осевом направлении. Испытания проводили по методу АМ (ГОСТ 6032—2003).

Микроструктуру сварных соединений выявляли электролитическим травлением в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты. Пленочное электролитическое травление с окрашиванием для выявления строения δ-феррита осуществляли в 40%-ном растворе NaOH. Микроструктуру исследовали на микроскопе "Неофот-30" (фирма Carl Zeisse, Германия), оснащенном телевизионным анализатором изображений.

Электронно-микроскопическое исследование проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM 100B. Природу частиц фаз определяли методом микродифракции. Определение *содержания ферромагнитной фазы* (СФФ) по сечению сварного шва (поперечному сечению по отношению к шву) выполняли с помощью ферритометра "Ферстер" (мод. 1.053) локального типа. Измерения проводили по восьми горизонтальным линиям на равном расстоянии друг от друга по высоте шва.

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты механических испытаний приведены в табл. 2.

1. Химический состав основного металла и сварного шва трубопроводов, % мас.

Объект анализа	C	Cr	Ti	Ni	Mn	Si	Mo	V	S	P
Основной металл	0,049	17,35	0,53	10,46	1,53	0,52	0,07	0,10	0,006	0,025
Шов	0,041	18,50	0,08	11,53	1,42	0,38	1,65	0,09	0,006	0,007

zp815.indd 12 29.07.2015 16:00:27

2. Механические свойства основного металла и сварных соединений трубопроводов

Состояние	Объект исследования	$T_{исп}$, °С	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
			МПа		%	
Вырезка из трубопровода после 10 тыс. ч эксплуатации	Основной металл	20	625	295	46	76
		285	428	250	29	75
	Металл шва	285	450	262	24	60
Вырезка из трубопровода после 5 тыс. ч эксплуатации	Основной металл	285	445	255	29	76
	Металл шва	285	465	290	18	41
Вырезка из трубопровода после 10 тыс. ч эксплуатации	Основной металл	20	550	280	60	75
		350	390	210	33	70
	Металл шва	20	585	345	51	63
		350	460	275	35	56
Вырезка из трубопровода после 10 тыс. ч эксплуатации и термического старения при 450 °С, 1,5 тыс. ч	Основной металл	20	530	270	56	74
		350	385	202	30	70
	Металл шва	20	610	325	44	58
		350	477	265	32	59
Модельный трубопровод в исходном состоянии	Основной металл	20	630	300	48	81
		285	430	240	31	70
	Металл шва	20	630	480	35	65
		285	485	400	20	60
Модельный трубопровод после термического старения при 400 °С, 4 тыс. ч	Основной металл	20	640	295	46	77
		285	440	270	30	75
	Металл шва	285	545	425	20	59

Примечание. Приведены средние значения по результатам испытаний 10 образцов на каждый вариант.

Термическое старение модельного трубопровода привело к повышению прочностных характеристик основного металла при 20 и 285 °С (так, при 285 °С предел текучести $\sigma_{0,2}$ увеличился от 240 до 270 МПа, т.е. на 12 %) и к небольшому (до 6 %) снижению характеристик пластичности, за исключением значения относительного сужения ψ при 285 °С. После термического старения для металла шва при 285 °С наблюдалось повышение прочностных характеристик. Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$ увеличилось от 485 до 545 МПа, т.е. на 12 %. Характеристики пластичности практически не изменились.

Таким образом, результаты определения механических свойств при растяжении сварных соединений модельных трубопроводов показали, что для основного металла и металла шва не происходит однозначного изменения механических свойств после дополнительного термического старения, однако для металла шва выявлено возможное негативное влияние старения, заключающееся в повышении до 12 % свойств, характеризующих прочность металла ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$), и в снижении до 15 % свойств, характеризующих пластичность (δ, ψ).

Результаты испытаний на ударную вязкость металла шва модального трубопровода и вырезок с эксплуатирующихся установок представлены на рис. 1. Для основного металла трубопровода после эксплуатации значение ударной вязкости на 10 % ниже, чем для модельного трубопровода. Для металла сварных швов, бывших в эксплуатации, значения ударной вязкости по сравнению с металлом шва

zp815.indd 13 29.07.2015 16:00:27

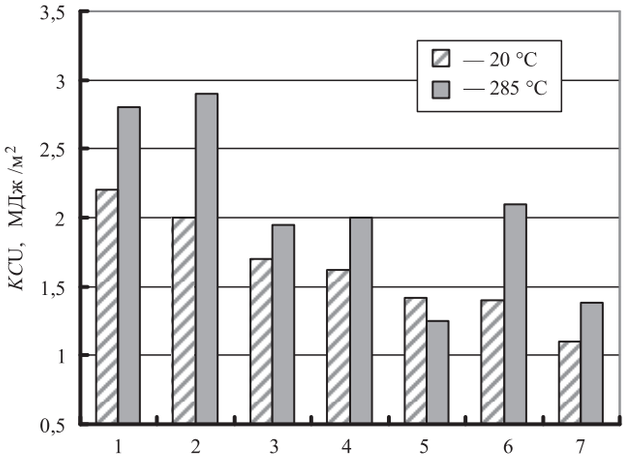


Рис. 1. Влияние условий эксплуатации и термического старения на ударную вязкость металла шва сварных соединений сварных трубопроводов:

1, 2 — модельный трубопровод в исходном состоянии и после старения при 400 °С, 4000 ч соответственно; 3, 4, 6 — вырезка трубопровода после эксплуатации; 5, 7 — после старения при 450 °С, 1500 ч

модельного трубопровода ниже на 25 % при 20 °С и на 32 % при 285 °С.

После старения модельного трубопровода при 400 °С, 4000 ч ударная вязкость основного металла снизилась незначительно, уменьшение ударной вязкости металла шва при 20 °С не превысило 7 % (см. рис. 1). В то же время данные по влиянию термического старения на металл шва вырезки (после эксплуатации 5 тыс. ч) показали, что старение металла шва привело к снижению ударной вязкости при 20 °С в 1,3 раза, при 285 °С — в 1,7 раза по сравнению с состоянием после эксплуатации.

Аналогичное влияние старения было выявлено для металла шва вырезки, ударная вязкость которого после термического старения снизилась в 1,7 ($T_{исп}$ = −60 °С); 1,3 ($T_{исп}$ = = 100 °С) и 1,5 ($T_{исп}$ = 290 °С) раза. Сопоставление значений ударной вязкости металла шва вырезки трубопровода после эксплуатации и дополнительного термического старения и модельного трубопровода в исходном состоянии показало, что значение ударной вязкости для металла шва вырезки при рабочей температуре 285 °С в 1,84 раза ниже, чем для металла шва модельного трубопровода.

Как выявили результаты испытаний на циклическую трещиностойкость, термическое старение не оказало влияния на скорость роста усталостных трещин в основном металле модельного трубопровода. Практически такой же

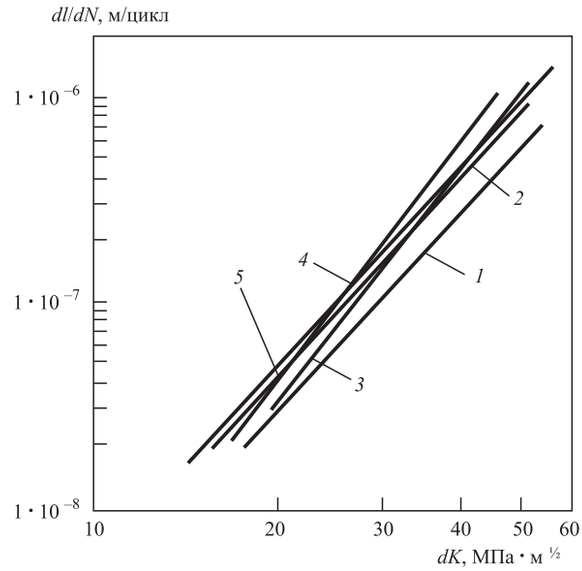


Рис. 2. Циклическая трещиностойкость металла швов трубопроводов из стали 08Х18Н10Т после эксплуатации и термического старения:

dl/dN — скорость роста трещины при циклических испытаниях; *l* — длина трещины; *N* — число циклов при нагружении; *dK* — коэффициент трещиностойкости; *1*, *5* — модельный трубопровод в исходном состоянии и после старения при 400 °С, 4000 ч соответственно; *2*, *3* — вырезка из трубопровода после эксплуатации; *4* — вырезка из трубопровода после эксплуатации и дополнительного старения при 450 °С, 1500 ч соответственно

была скорость роста трещин в основном металле вырезки с трубопровода после эксплуатации.

Однако для металла шва (рис. 2) проявилось влияние и старения, и эксплуатации. Наиболее высокие характеристики циклической трещиностойкости *C* и *n* были зафиксированы для металла шва модельного трубопровода в исходном состоянии, наименьшие для металла шва вырезки и модельного трубопровода после старения.

Характеристики циклической трещиностойкости составили: для модельного трубопровода в исходном состоянии $C = 1{,}71 \cdot 10^{-12}$, $n = 3{,}22$; для вырезки трубопровода после эксплуатации и старения — $C = 1{,}62 \cdot 10^{-12}$, $n = 3{,}40$; для модельного трубопровода после старения — $C = 2{,}41 \cdot 10^{-12}$, $n = 3{,}10$.

Таким образом, длительная эксплуатация и термическое старение, моделирующее эксплуатационное воздействие, могут приводить к снижению циклической трещиностойкости и соответственно к увеличению скорости роста трещин в диапазоне ΔK= 14...55 МПа·м$^{1/2}$ в 1,4—1,8 раза.

Определяли пластическую вязкость разрушения J_{1c} с построением *J*—*R*-кривых. Ис-

zp815.indd 14 29.07.2015 16:00:27

пытывали металл сварного шва вырезки из трубопровода после эксплуатации в течение 10 тыс. ч и после дополнительного старения [2]. Результаты испытаний показали, что величина J_{1c} при 280 °С для металла шва после эксплуатации составила 90 кН/м, а после дополнительного старения — 46 кН/м. Дополнительное старение при 450 °С, 1500 ч привело к снижению пластической вязкости разрушения примерно в 2 раза.

На многоцикловую усталость испытывали сварные соединения модельного трубопровода в исходном состоянии и после старения при 400 °С, 4000 ч. Испытания проводили при температуре $T = 20$ °С, коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$, амплитуде напряжений цикла испытаний $\sigma_a = 180...230$ МПа и частоте нагружения 20 Гц. Зарождение трещин происходило в диапазоне $8 \cdot 10^4...8 \cdot 10^5$ циклов. Влияния термического старения на сопротивление усталости при заданных режимах нагружения не обнаружено.

Испытаниям на стойкость против МКК подвергали модельный трубопровод в исходном состоянии и после термического старения, вырезку с установки Л-24/7 — после эксплуатации и после дополнительного термического старения и вырезку с промышленной установки Л-24/7 — после эксплуатации.

Результаты испытаний позволяют констатировать, что металл исследованных сварных соединений трубопроводов, включающий в себя околошовную зону вдоль линии сплавления, основной металл, металл шва, в том числе его корневую зону, не проявляет склонности к МКК при испытании по методу АМ (ГОСТ 6032—2003).

Однако этот вид испытаний позволил установить, что после длительной эксплуатации или термического старения в металле шва и по линии сплавления при загибе образцов выявляются деформационные дефекты и трещины, свидетельствующие об охрупчивании металла сварных соединений. В сварном соединении модельного трубопровода в исходном состоянии таких дефектов не выявлено.

Следует отметить, что влияние старения на исследуемый комплекс свойств основного металла стали 08Х18Н10Т проявилось в значительно меньшей степени, чем на комплекс свойств металла шва и околошовной зоны.

Микроструктура основного металла стали 08Х18Н10Т — аустенит. Ведущей избыточной фазой в металле труб являются дисперсные карбиды титана, равномерно распределенные в объеме зерен; также были идентифицированы карбонитриды титана, сульфиды и отдельные зерна δ-феррита. Микроструктура металла шва — аустенит и δ-феррит, характеризующийся большой неоднородностью по морфологии и размерам.

Исследование микроструктуры модельного трубопровода в исходном состоянии и после старения, а также вырезок из трубопровода с эксплуатирующихся установок показало, что размер аустенитного зерна в основном металле № 6—7, в околошовной зоне отмечается укрупнение зерна, особенно вблизи сварного шва, до № 3—4 (наблюдаются отдельные зерна № 1).

Для модельного трубопровода, и особенно для вырезки из трубопровода с эксплуатируемой установки были выявлены участки с заметной деформированностью зерен вблизи корня шва, которая вызвана сварочными напряжениями. Деформированность зерен в модельном трубопроводе была выявлена только для зоны с наибольшим тепловложением при сварке и в меньшей степени, чем для металла вырезок с установок Л-24/7.

В катушке из вырезки трубопровода, по данным радиографического контроля, были обнаружены четыре протяженные трещины, расположенные по периметру сварного шва. Результаты металлографического исследования показали, что зарождение трещин произошло в околошовной зоне вблизи линии сплавления. Распространение трещин по зоне термического влияния происходило по границам укрупненных аустенитных зерен, в основном на расстоянии одного–трех и более зерен от линии сплавления в пределах околошовной зоны, а на отдельных участках — по линии сплавления.

По мере распространения трещин наблюдались их ответвления в металл шва, причем с увеличением длины трещин превалирующим становилось их распространение по металлу шва. Трещины были классифицированы как трещины коррозионного растрескивания под напряжением.

В работе [1] показано, что наиболее глубокой была трещина № 1 — 6,2 мм, она имела и большее проникновение в металл сварного шва, чем трещина № 2. Характер распространения трещины № 2 показан на рис. 3.

zp815.indd 15 29.07.2015 16:00:27

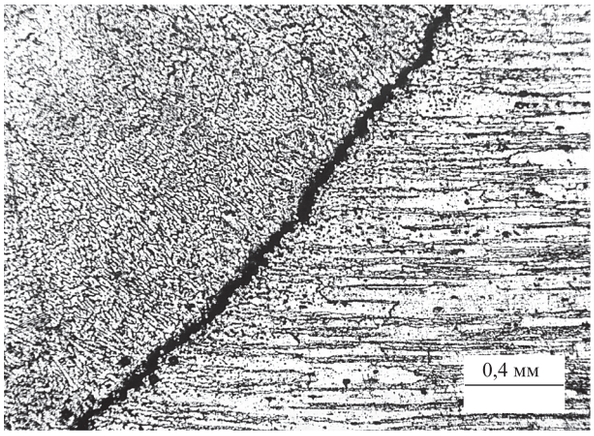


Рис. 3. Трещина в сварном соединении трубопровода после эксплуатации. ×25

Установлено, что зарождение и развитие микротрещин в катушке и микродефектов в сегменте происходило в участках околошовной зоны с сильной пластической деформацией зерен. Зерна аустенита в околошовной зоне вытянуты в радиальном направлении. Вытянутость зерен наблюдается только на небольшом расстоянии от внутренней поверхности — до 0,6...0,7 мм.

Выявлена различная степень деформированности металла околошовной зоны с одной и с другой стороны шва. Представляет интерес то, что дефекты и трещины были выявлены с той стороны шва, где наблюдалась сильная деформированность зерен в околошовной зоне (рис. 4). В то же время с другой стороны околошовной зоны, где дефекты не были зафиксированы, деформированности зерен не наблюдалось.

Для околошовной зоны вырезки трубопровода было характерно интенсивное выделение карбидов в прикорневой зоне по границам зерен, что обусловило межзеренное продвижение трещины. Электронно-микроскопическое исследование показало, что в околошовной зоне, претерпевшей пластическое деформирование, выделение карбидов по границам зерен, особенно на расстоянии 1—3 зерен от линии сплавления, прошло очень интенсивно (см. рис. 4 и 5, *б*), и в большей степени, чем в околошовной зоне, в которой не было выявлено деформированности зерен или степень деформации была значительно меньше (рис. 5, *а*).

Дополнительное термическое старение металла трубопровода при 450 °С, 1500 ч, моделирующее дальнейшую наработку, привело к большей оконтурованности зерен карбидами по сравнению с состоянием после эксплуатации. При этом увеличились ширина и высота зоны с оконтурованными зернами.

Как показали результаты исследования микроструктуры околошовной зоны по высоте сварного шва, в наибольшей степени процессы выделения и роста карбидов по границам зерен происходят вблизи корня шва, их интенсивность по высоте шва постепенно уменьшается. В верхней части шва и частично в средней оконтурованность зерен карбидами практически отсутствует из-за меньшей продолжительности термоциклов сварки.

Как видно из рис. 3, прекращение роста трещины по околошовной зоне совпадает с завершением процесса оконтурованности зерен карбидами в этой зоне. Установлено, что интенсивность выделения карбидов по границам аустенитных зерен в околошовной зоне для металла модельного трубопровода меньше, чем для металла вырезок.

Термическое старение металла сварного соединения трубопровода привело к более интенсивному выделению карбидной фазы по границам зерен в узкой околошовной зоне, что было выявлено специальным травлением на карбиды. Методом электронной микроскопии установлены морфология и природа карбидов, среди которых преобладал $Me_{23}C_6$ [2]. После старения в околошовной зоне вблизи линии сплавления

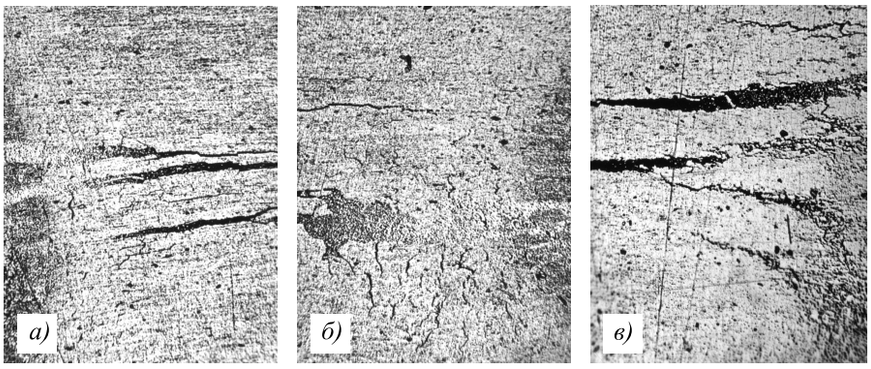


Рис. 4. Микроструктура металла околошовной зоны вырезки трубопровода после эксплуатации в зоне микродефектов (*а*) и трещины (*б*, *в*):
а, *б* — ×200; *в* — ×1000

zp815.indd 16 29.07.2015 16:00:27

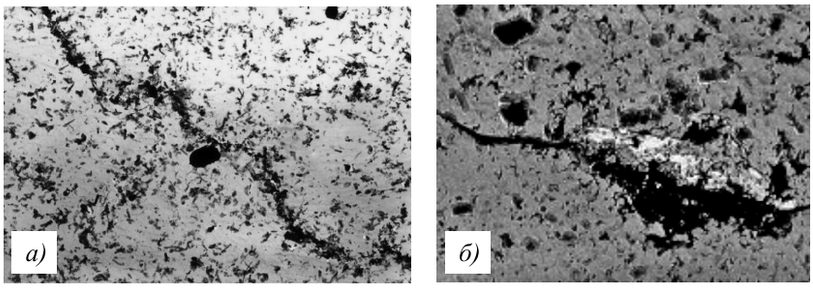


Рис. 5. Микроструктура околошовной зоны вблизи шва после 10 тыс. ч эксплуатации с выделением карбидов:
а — ×5000; *б* — ×10 000

отмечено появление фазы высокой степени дисперсности.

Исследовано влияние старения на содержание ферромагнитной фазы (СФФ) в металле сварных швов. Результаты определения СФФ по сечению сварного шва вырезок трубопроводов с эксплуатируемых установок и модельного трубопровода представлены в табл. 3.

Видно, что старение оказывает заметное влияние на СФФ в вырезке. Так, после старения при 450 °С в течение 1500 ч СФФ для верхнего, среднего и нижнего участков швов уменьшилось на 29...30 %. Аналогичные результаты были получены при старении сварного соединения вырезки с НижнеНовгородского НПЗ, для которой снижение СФФ после старения доходило до 18 %. В то же время для модельного трубопровода снижение СФФ после старения было меньше, чем для металла вырезок и составляло 1...9 %. Однако для отдельных зон шва снижение СФФ достигало 12...18 %.

3. Содержание ферромагнитной фазы в металле швов модельного трубопровода и вырезок из трубопроводов с эксплуатирующихся установок

Образец, состояние	Участок металла шва по сечению	СФФ, %
Вырезка трубопровода после эксплуатации	Верхний	2,51
	Средний	1,66
	Нижний (корень шва)	1,54
Вырезка трубопровода после эксплуатации на НижнеНовгородском НПЗ	Верхний	5,19
	Средний	4,45
	Нижний (корень шва)	2,53
Вырезка трубопровода после эксплуатации на НижнеНовгородском НПЗ и старения	Верхний	3,51
	Средний	2,98
	Нижний (корень шва)	1,68
Модельный трубопровод в исходном состоянии	Верхний	2,82
	Средний	2,13
	Нижний (корень шва)	1,77
Модельный трубопровод после старения	Верхний	2,55
	Средний	2,02
	Нижний (корень шва)	1,69

Исследование строения δ-феррита в металле шва трубопроводов с применением световой и электронной микроскопии показало, что снижение СФФ при старении вызвано процессами распада δ-феррита с выделением карбидов хрома $Me_{23}C_6$ и возможным образованием α'-фазы.

На рис. 6, *а* виден практически однородный δ-феррит, на рис. 6, *б* заметен начальный этап распада δ-феррита и более интенсивный — на рис. 6, *в*. В отдельных случаях наряду с выделением карбидов хрома $Me_{23}C_6$ наблюдается образование высокодисперсной твердой и хрупкой α'-фазы [4] (рис. 7). В связи с этим зерна δ-феррита, претерпевшие распад, будут являться преимущественными участками для распространения трещин по металлу шва.

Поэтому снижение интенсивности выделения карбидов по границам зерен в околошовной зоне с удалением от корня шва и практическое отсутствие карбидов по границам зерен в верхней части зоны термического влияния, при наличии других сильных провоцирующих факторов, не всегда могут обеспечить полную остановку трещины. Так, распад δ-феррита, приводящий к охрупчиванию металла шва, может способствовать разветвлению трещины и дальнейшему ее продвижению по металлу шва (см. рис. 3), что необходимо учитывать при расчете остаточного ресурса.

Степень изменения механических свойств и микроструктуры металла сварных соединений после термического старения оказалась выше у вырезок с трубопроводов эксплуатирующихся установок по сравнению с модельным трубопроводом, что связано в основном с исходным состоянием металла сварных соединений трубопроводов, в том числе с технологией изготовления.

Сварку модельного трубопровода выполняли при четком соблюдении всех нормативных

zp815.indd 17 29.07.2015 16:00:28

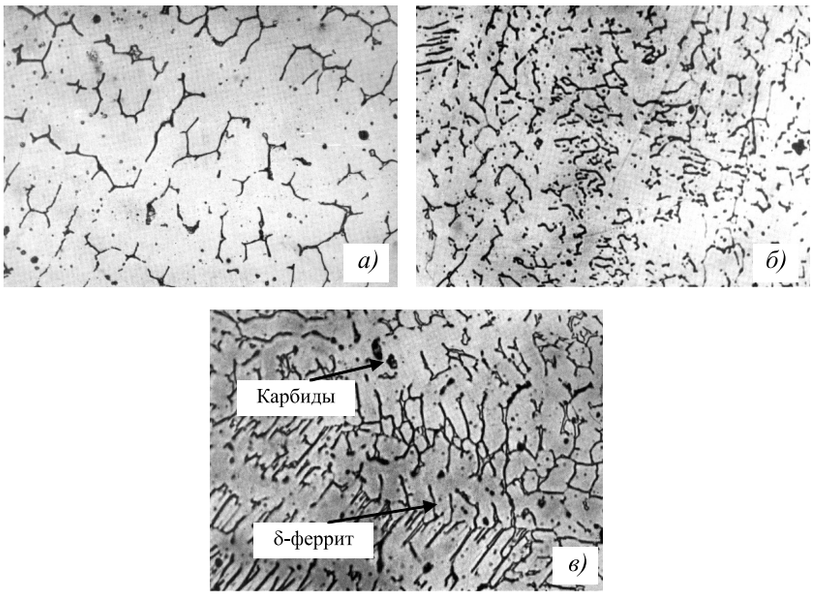


Рис. 6. Вид δ-феррита в корневой части шва модельного трубопровода в исходном состоянии (*а*), после эксплуатации (*б*) и дополнительного старения (*в*). ×1000

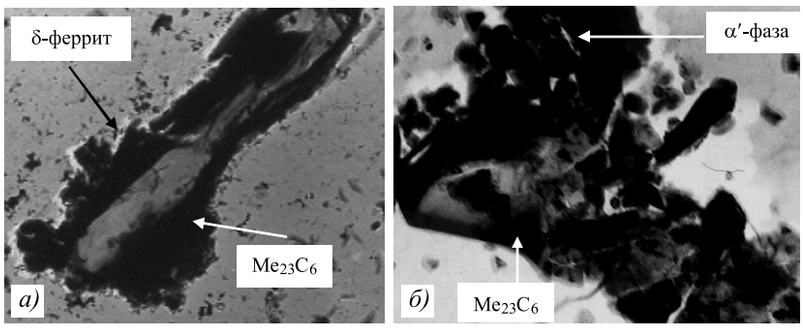


Рис. 7. δ-феррит в корневой части шва с образовавшимися при его распаде карбидами $Me_{23}C_6$ (*а*), а также карбидами $Me_{23}C_6$ и α'-фазой (*б*):
а — вырезка трубопровода после эксплуатации (×5400); *б* — вырезка трубопровода после эксплуатации и дополнительного термического старения при 450 °С, 3000 ч (×20 000)

требований, кроме того, содержание углерода в металле шва модельного трубопровода было наименьшим по сравнению с другими объектами исследования, что должно было оказать положительное влияние на микроструктуру и свойства металла сварного соединения, в первую очередь, в отношении уменьшения (отсутствия) склонности к сенсибилизации — образованию карбидов хрома по границам зерен и обеднению хромом приграничных зон.

Таким образом, результаты исследований показали, что длительная эксплуатация и дополнительное термическое старение, моделирующее дальнейшую наработку, могут приводить к значимым изменениям механических свойств металла сварных соединений трубопроводов, причем степень изменения механических свойств будет определяться не только условиями эксплуатации, но и исходным состоянием, связанным с технологией изготовления.

В связи с этим для обеспечения безопасной эксплуатации при продлении срока службы действующих установок гидрообработки дизельного топлива и при обосновании работоспособности трубопроводов установок нового поколения необходимо выполнение прочностных расчетов с учетом выявленных возможных изменений механических свойств трубопроводов, изготовленных из сталей аустенитного класса.

Выводы

1. Определена степень изменения свойств металла сварных соединений трубопроводов после эксплуатации в течение 5 и 10 тыс. ч и термического старения при 450 °С, 1500 ч, моделирующего дальнейшую наработку при 280 °С продолжительностью 20 тыс. ч.

2. Термическое старение металла натурных трубопроводов может приводить к снижению до 1,5—1,7 раза ударной вязкости, снижению в 2 раза пластической вязкости разрушения J_{1c}, повышению до 12 % прочностных характеристик, снижению до 1,5 % характеристик пластичности, увеличению до 1,5—1,9 раза скорости роста усталостных трещин в металле шва, а также к повышению склонности к образованию деформационных трещин в металле шва и околошовной зоне. Выявленные значимые изменения механических свойств металла сварных соединений трубопроводов необходимо учитывать при продлении срока службы действующих и при обосновании работоспособности трубопроводов установок нового поколения.

zp815.indd 18 29.07.2015 16:00:28

3. Определены изменения микроструктуры, обусловливающие уровень механических свойств сварных соединений трубопроводов в процессе длительной эксплуатации, заключающиеся для металла шва — в распаде δ-феррита с выделением карбидов хрома $Me_{23}C_6$ и в ряде случаев с образованием твердой и хрупкой α'-фазы, а для металла околошовной зоны — в усилении оконтурованности карбидами границ зерен, в увеличении размеров зон с выделениями карбидов по границам зерен, в появлении вдоль линии сплавления, со стороны основного металла, фазы высокой степени дисперсности.

4. Изменения микроструктуры, произошедшие за длительный срок эксплуатации, могут создать благоприятные условия для продвижения трещины коррозионного растрескивания под напряжением не только по околошовной зоне, но и по металлу шва, что также рекомендуется учитывать при расчете остаточного ресурса трубопроводов из коррозионно-стойких сталей аустенитного класса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мамаева Е.И., Бакиров М.Б., Мазепа А.Г. и др.** Оценка влияния термического старения, моделирующего эксплуатационное воздействие, на микроструктуру и свойства сварных соединений трубопроводов Ду 300 ЛАЭС с целью прогнозирования их изменения в процессе эксплуатации // Труды VIII Междунар. конф. "Материаловедческие проблемы при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС". С.-Петербург, 2004. Т. 2. С. 78—90.

2. **Кангезова Е.А., Овчинников В.В.** Влияние термического старения на структуру и свойства аустенитной стали 08Х18Н10Т // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 7. С. 38—46.

3. **Кангезова Е.А., Овчинников В.В.** Влияние деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08Х18Н10Т при высоких температурах нагрева // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2014. № 11. С. 14—18.

4. **Tavassoli A.A., Bisson A., Soulal P.** Fertile decomposition in austenitic stainless steel weld metals // Metal Science. 1984. Vol. 18. P. 345—350.

Елена Анатольевна Кангезова;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Татьяна Юрьевна Скакова, канд. техн. наук

Специалистам в области обработки металлов концентрированными потоками энергии

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

"ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ"

17—20 ноября 2015 г. **г. Москва**

С 17 по 20 ноября 2015 г. на базе Национального исследовательского университета "МЭИ" проводится **Международная конференция "Электронно-лучевая сварка и смежные технологии"**

Тематика конференции:

- Физические процессы при обработке концентрированными потоками энергии
- Технологии обработки электронным лучом
- Оборудование для обработки электронным лучом
- Сварочное материаловедение, прочность, контроль и диагностика сварных соединений

Контакты: e-mail: OvechnikovSA@mpei.ru, тел. +7 (495) 362 71 18

Секретарь конференции Сергей Александрович Овечников

zp815.indd 19 29.07.2015 16:00:28

УДК 519.24.001

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

Особенности формообразования составного изделия из сборной заготовки

Описаны условия формообразования качественного составного изделия из сборной заготовки, получаемой совместным пластическим деформированием элементарных заготовок, продольная устойчивость сборной заготовки в процессе формообразования изделия и рациональные термомеханические параметры обработки.

Ключевые слова: формообразование; составное изделие; сборная заготовка; продольная устойчивость; термомеханические параметры.

The conditions of forming of high-quality composite product made of prefabricated blank obtained by joint plastic deformation of billets, longitudinal stability of prefabricated blank due to forming of product and rational thermomechanical parameters of processing are described.

Keywords: forming; composite product; prefabricated blank; longitudinal stability; thermomechanical parameters.

Теоретические решения о взаимосвязи сил трения на контактных и межслойных поверхностях заготовок при их совместном деформировании с общими закономерностями и механикой процесса затруднены из-за недостаточного объема информации по этой проблеме.

Сведения о механизмах образования неразъемного соединения заготовок кузнечно-прессовой сваркой, основанной на явлении схватывания металлов, также ограничены.

В известном способе (пат. 2056209 РФ) деформирование сборной заготовки *1*, полученной совместной пластической деформацией элементарных заготовок *2* и *3* (рис. 1, *а*), при формировании составного изделия (рис. 1, *б*) в случае неустойчивости процесса возникает вероятность взаимного смещения микрообъемов металлов по поверхностям *a* и *b* неразъемного соединения заготовок *2* и *3* с возможным локальным разрывом межконтактных связей.

Это обстоятельство имеет принципиальное значение при формировании составного изделия из сборной заготовки, полученной совместным пластическим деформированием элементарных заготовок, так как межконтактные сдвиговые деформации могут привести к разрыву связей по поверхностям соединения заготовок, но могут и способствовать проявлению эффекта схватывания металлов при наличии значительных сжимающих напряжений.

Неустойчивость пластической деформации и связанное с этим нарушение симметричности волокнистого строения металла в очаге деформации начинается в момент, когда в каком-либо месте объема деформируемого металла последующее приращение деформационного упрочнения аннулируется деформационным разупрочнением.

Деформационное упрочнение характеризуется коэффициентом упрочнения *n* [1]:

$$n = E_к \varepsilon/\sigma, \qquad (1)$$

где $E_к = d\sigma/d\varepsilon$ — касательный модуль (скорость деформационного упрочнения);

zp815.indd 20 29.07.2015 16:00:28

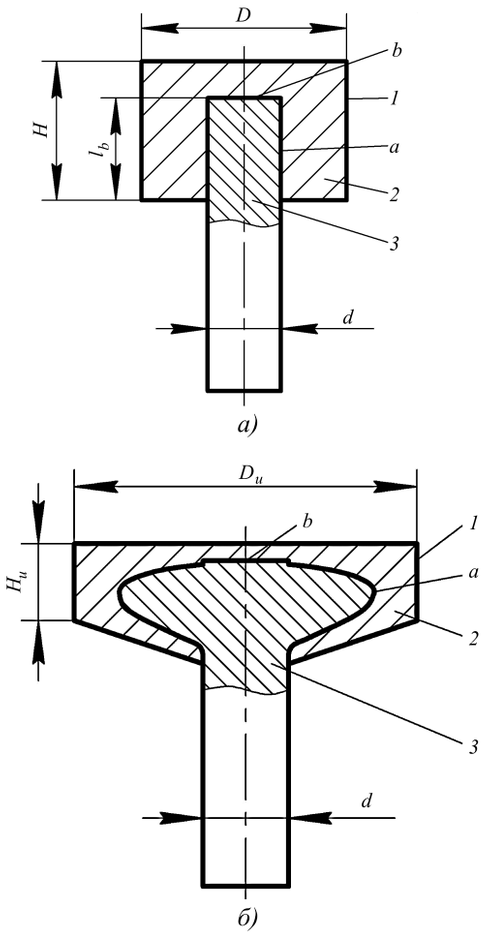


Рис. 1. Сборная неразъемная заготовка (*а*) и составное изделие (*б*):

1 — сборная неразъемная заготовка, составное изделие; *2* — головная заготовка; *3* — стержневая заготовка; *a*, *b* — поверхности соединения заготовок

$d\sigma$ — положительное приращение напряжения течения σ;

$d\varepsilon$ — приращение степени деформации ε, соответствующее приращению $d\sigma$.

Поскольку скорость деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$ эквивалентна скорости роста удельной силы деформации dP/df, то с учетом соотношения $d\varepsilon = df/f$ уравнение (1) преобразуем в выражение, отражающее непосредственную связь упрочнения с геометрическими параметрами деформируемой заготовки:

$$n = \frac{1}{f}\frac{dP}{d\varepsilon}\frac{\varepsilon}{\sigma}, \qquad (2)$$

где f — площадь контакта деформирующего инструмента с заготовкой.

Деформационное упрочнение в общем случае зависит от материала, условий деформации и геометрических параметров.

Обобщенную зависимость сопротивления деформации σ_s от термомеханических параметров процесса можно описать выражением:

$$\sigma_s = \sigma_s\left(\varepsilon, \xi, T, \ \ldots,\right), \qquad (3)$$

где ξ — скорость деформации, $с^{-1}$;

T — температура деформируемого металла, °С.

В результате дифференцирования выражения (3) получим скорость деформационного упрочнения в виде уравнения:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) + \left(\frac{d\sigma}{d\xi}\right)\left(\frac{d\xi}{d\varepsilon}\right) + \left(\frac{d\sigma}{dT}\right)\left(\frac{dT}{d\varepsilon}\right) + \ldots \qquad (4)$$

В случае отрицательного значения какого-либо члена правой части уравнения он становится причиной неустойчивости процесса деформации. Обычно отрицательной является производная $\frac{d\sigma}{dT}$, которая показывает, что склонность к адиабатическому процессу деформации способствует неустойчивости течения металла, но если второй элемент $\frac{dT}{d\varepsilon}$ третьего члена уравнения (4) также отрицательный, то процесс деформации станет устойчивым: вся работа деформации переходит в тепло.

Для практических расчетов изменения температуры в очаге деформации можно воспользоваться соотношением:

$$k\sigma d\varepsilon = cdT \text{ или } dT/d\varepsilon = k\sigma/c, \qquad (5)$$

где k — часть сохраненного тепла ($k = 1$ для адиабатического процесса деформации);

c — коэффициент объемного расширения.

Согласно закону Н.С. Курнакова температурную зависимость сопротивления деформации σ_s выражают показательной функцией:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} e^{\alpha(T_н - T)}, \qquad (6)$$

где σ_s, σ_{s0} — сопротивление деформации в текущий и начальный моменты времени соответственно, МПа;

α — температурный коэффициент; для одно- и монофазных систем $\alpha = 0{,}0085$; для твердых сплавов $\alpha = 0{,}008...0{,}012$;

$T_н$, T — температура деформируемого металла в начальный и текущий моменты времени соответственно, °С.

zp815.indd 21 29.07.2015 16:00:28

Для простоты расчетов формулу (6) обычно представляют уравнением:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} e^m = \sigma_{s0}\left(1 + m + \frac{m^2}{2}\right), \qquad (7)$$

где $m = \alpha(T_н - T)$.

Таким образом, неустойчивость течения металла в очаге деформации обусловлена слабым деформационным и скоростным упрочнением металла, сильной зависимостью сопротивления деформации от температуры нагрева заготовки, вредным влиянием контактных сил трения, низкой теплоемкостью металла и малой жесткостью нагружающей системы.

Однако для получения качественных составных изделий из сборных заготовок необходимо прежде всего обеспечить продольную устойчивость сборной заготовки в процессе формообразования изделия.

Как известно, потеря продольной устойчивости заготовки наблюдается в случае, когда ее относительные высота при осадке или длина высадки превышает допустимое значение, что приводит к искажению волокнистого строения металла [1].

Продольная устойчивость заготовки зависит от деформационного упрочнения металла и с повышением температуры нагрева заготовки снижается. Поэтому при расчете продольной устойчивости температура нагрева металла должна соответствовать начальной стадии первого перехода.

Следует также отметить, что схема формирования составного изделия открытой высадкой пуансоном с плоским торцом (см. рис. 1, *б*) характеризуется (по классификации Л. Эйлера) малой жесткостью нагружающей системы, так как в начальной стадии процесса высадки в штампе фиксируется только один концевой участок заготовки [2]. Такая установка заготовки в штампе снижает и ее продольную устойчивость.

При формировании составных изделий наиболее предпочтительны штамповка выдавливанием и закрытая штамповка, при выполнении которых создается схема всестороннего объемного неравномерного сжатия, обеспечивающая высокий ресурс пластичности металла [3].

Существенное влияние на кинематику течения металла в очаге деформации оказывают величина и распределение контактных сил трения, зависящие в свою очередь от соотношения геометрических параметров заготовки и условий деформирования. Так, при осадке (высадке) высокого цилиндра при соотношении диаметра к высоте $D/H = 1$ на контакте металла с инструментом наблюдается почти полное прилипание (при малых значениях контактного трения), что вызывает рост интенсивности деформаций сдвига Г в объеме металла и бочкообразование как следствие неравномерности деформации.

В этих условиях при плоской деформации сборной заготовки *1* (см. рис. 1, *а*) контур ее боковой поверхности можно представить в виде кривой *AB*, а вертикальная поверхность в очаге деформации, совмещенная с поверхностью *a* соединения элементарных заготовок *2* и *3*, примет форму *GN*. Тогда фигуры *ABC* и *MNE* будут эпюрами горизонтальных перемещений u_x соответственно на боковых поверхностях сборной заготовки *1* (головной заготовки *2*) и стержневой заготовки *3* (рис. 2).

Так как $u_x = f(z)$, то сдвиговая деформация $\gamma = \frac{\partial u_x}{\partial z}$. Если u_z зависит от x, что в условиях полного прилипания вполне реально, то общая сдвиговая деформация в объеме сборной неразъемной заготовки:

$$\gamma_{xz} = \frac{\partial u_x}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial x}. \qquad (8)$$

Любое горизонтальное сечение, в том числе проходящее через поверхность *b*, также может

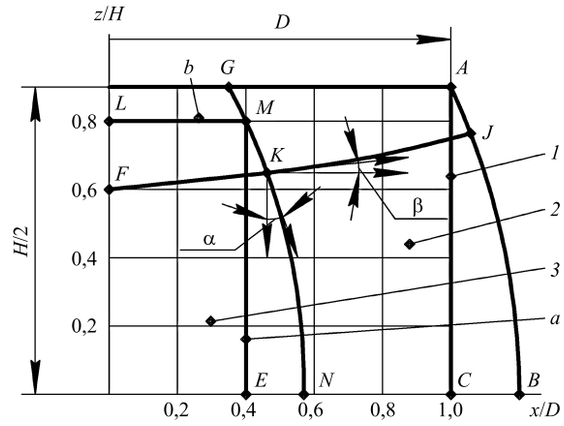


Рис. 2. Схема образования сдвиговых деформаций в процессе формирования составного изделия из сборной неразъемной заготовки (пояснения символов см. к рис. 1)

zp815.indd 22 29.07.2015 16:00:29

искривиться и принять форму *FJ*. Тогда углы α и β, образуемые касательными с осями координат в точке *K* пересечения кривых *GMN* и *FJ*, будут характеризовать сдвиговую деформацию:

$$\mathrm{tg}\alpha = \frac{\partial u_x}{\partial z};\ \mathrm{tg}\beta = \frac{\partial u_x}{\partial x};$$
$$\gamma_{xz} = \mathrm{tg}\alpha + \mathrm{tg}\beta = \frac{\partial u_x}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial x}. \quad (9)$$

Из соотношений (9) видно, что чем больше искривляются горизонтальные и вертикальные поверхности в очаге деформации, тем больше сдвиговая деформация (больше неравномерность деформации).

С использованием соотношений (3) и (4) интенсивность деформаций сдвига

$$\Gamma = \sqrt{4\varepsilon_x + \gamma_{xz}^2} = \sqrt{4\varepsilon_z^2 + \gamma_{xz}^2}. \quad (10)$$

Так как $\varepsilon_x = -\varepsilon_z$; $\varepsilon_y = 0$, где ε_x, ε_z — единичные значения степени деформации, изменяющиеся соответственно по осям *x* и *z*.

Усредненное значение радиальной деформации равно $\varepsilon_x^{\text{ср}} = \dfrac{D_u^2 - D^2}{D_u}$, высотной — $\varepsilon_z^{\text{ср}} = \dfrac{H - H_u}{H}$.

При соотношении $D/H = 5$ развивается контактное скольжение u_x и возрастают контактные силы трения; в этом случае уменьшается γ_{xz} и, соответственно, Г. При равномерной деформации $\gamma_{xz} \to 0$, а $\Gamma = 2\varepsilon$. Такая закономерность сохраняется и при наличии смазки, но торможение будет мало.

Рационализация термомеханического режима деформирования неразъемной сборной заготовки при получении составных изделий с использованием приведенных выше зависимостей дает возможность повышать качество составных изделий.

Выводы

1. Неустойчивость течения металла в очаге деформации обусловлена слабым деформационным и скоростным упрочнением металла и сильной зависимостью сопротивления деформации от температуры деформируемого металла.

2. На качество составного изделия отрицательное влияние оказывают контактные силы трения, вызывающие неравномерность деформации и, как следствие этого, вероятность локального разрыва межконтактных связей по поверхностям соединения элементарных заготовок составного изделия.

3. Для создания благоприятной волокнистой структуры металла составной детали необходимо обеспечить продольную устойчивость сборной заготовки и достаточную жесткость нагружающей системы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 2. Горячая объемная штамповка. 2-е изд., перераб. и доп. / под ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.

2. **Багмутов В.П., Белов А.А., Столярчук А.С.** Элементы расчетов на устойчивость: учеб. пособие. Волгоград: ИУНЛВолгГТУ, 2010. 56 с.

3. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлических изделий. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ — УПИ, 2002. 329 с.

Михаил Иванович Поксеваткин, канд. техн. наук;
Светлана Викторовна Герман,
aspirant007@list.ru;
Елена Михайловна Басова

zp815.indd 23 29.07.2015 16:00:29

УДК 621.983.05

М.Ф. Томилов *(Воронежский филиал МИИТ)*,
Ф.Х. Томилов *(Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж)*

Оценка пригодности материала для производства деталей из листа с применением эластомеров

Предложен способ оценки пригодности материала для изготовления деталей из листа с применением эластомеров. Способ основан на установлении предельной пластичности листового материала по результатам его испытания на двухосное растяжение с применением эластичной среды. Проведена апробация способа при формовке цилиндрических деталей с широким фланцем эластичной средой в жесткую матрицу.

Ключевые слова: предельная пластичность; двухосное растяжение; эластичная среда; листовой материал.

The method of material suitability estimation for sheet parts manufacturing with the application of elastomers is suggested. The method is based on the definition of sheet material limited plasticity by biaxial tension test with the application of elastic medium. The approbation of the method is carried out during cylindrical parts with wide flanges drawing by elastic medium into rigid matrix.

Keywords: limited (ultimate) plasticity; biaxial tension; elastic medium; sheet material.

Металлосберегающие процессы листовой штамповки эластичными средами характеризуются универсальностью, мобильностью, простотой внедрения и удобством обслуживания, а также высокой экономической эффективностью в связи со сравнительно низкой стоимостью применяемой инструментальной оснастки и в силу этого находят все более широкое применение в условиях индивидуального и серийного производств [1, 2].

Результаты экспериментальных исследований деформированного состояния при формовке деталей из листа эластичной средой в жесткой матрице [1] позволяют сделать вывод о том, что проблемной с точки зрения получения качественных деталей, уровня достигаемых деформаций, образования трещин и разрывов является донная часть деформируемой заготовки, где происходит равномерное двухосное растяжение.

В связи с этим при расчете и проектировании формовочных операций листовой штамповки, реализуемых с применением эластомеров, необходима информация о предельной пластичности применяемого листового материала при равномерном двухосном растяжении.

Для обеспечения надежности и достоверности разрабатываемой технологии предельные деформации листовой заготовки должны быть установлены по результатам их испытаний в условиях, максимально приближенных к производственным как по условиям нагружения и трения, так и по свойствам применяемого эластомера и виду напряженно-деформированного состояния.

Предложен способ установления предельной пластичности листовых заготовок при их формовке эластичным пуансоном в жесткой круглой матрице. На установленном по результатам испытаний значении предельной пластичности базируется предлагаемый ниже метод определения возможности проведения технологического процесса формовки эластичной средой.

На рисунке приведена схема осуществления предлагаемого способа испытания: слева от оси симметрии — исходное положение заготовки перед испытанием, справа — положение заготовки после испытания.

zp815.indd 24 29.07.2015 16:00:29

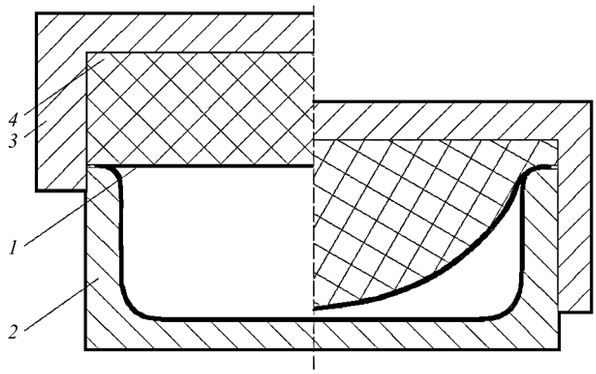


Схема нагружения листовой заготовки

Способ осуществляют следующим образом. Из листа исследуемого материала вырезают заготовку в форме диска и измеряют ее толщину t_0 в центральной зоне рабочей части. Затем образец *1* размещают на зеркале жесткой круглой матрицы *2*, к контейнеру *3*, в который помещен эластичный пуансон *4*, расположенный соосно с матрицей, прикладывают силу пресса и проводят нагружение заготовки до разрушения.

Применение эластичного пуансона позволяет в отличие от известной пробы Эриксена создать гидростатическое (равномерное) давление со стороны эластичной среды на заготовку, существенно уменьшить величину сил трения между заготовкой и пуансоном и свести до минимума их влияние на распределение деформаций в рабочей зоне заготовки. Вследствие этого рабочая часть заготовки при ее нагружении деформируется в условиях равномерного двухосного растяжения.

После испытания заготовку извлекают из матрицы, измеряют толщину t ее рабочей части вблизи образовавшейся трещины и рассчитывают предельную пластичность.

Для апробирования предложенного способа проводили испытания в условиях равномерного двухосного растяжения на стандартной испытательной машине Р-20. Испытывали три круглых плоских заготовки диаметром 210 мм и толщиной t_0 =1,5 мм, изготовленные из алюминиевого сплава Д16АМ.

Нагружение заготовок до разрушения осуществляли в экспериментальном вытяжном штампе эластичным пуансоном в круглую жесткую матрицу диаметром 70 мм с радиусом вытяжного ребра 10 мм. В качестве эластомера использовали полиуретан марки СКУ-7Л с исходной твердостью по Шору 80 HSD. В процессе формовки эластичным пуансоном в жесткой круглой матрице плоская заготовка преобразуется в сферическую оболочку.

Разрушение каждой из трех испытанных заготовок происходило путем образования трещин по центру их рабочей части. Предельная пластичность материала $\varepsilon_{пр}$ равна интенсивности логарифмических деформаций ε_0, накопленной к моменту разрушения. В случае равномерного двухосного растяжения

$$\varepsilon_{пр} = \varepsilon_0 = \varepsilon_t + \varepsilon_m, \qquad (1)$$

где ε_t, ε_m — окружная и меридиональная логарифмические деформации соответственно.

Из условия пластической несжимаемости материала следует, что

$$\varepsilon_t + \varepsilon_m = -\varepsilon_z, \qquad (2)$$

где $\varepsilon_z = \ln(t / t_0)$ — деформация в направлении нормали к поверхности образца.

Из сопоставления соотношений (1) и (2) следует, что предельная пластичность

$$\varepsilon_{пр} = -\varepsilon_z = \ln\left(t_0/t\right). \qquad (3)$$

Значение предельной пластичности, усредненное по результатам испытаний трех заготовок, равно 0,69.

Таким образом, представленные экспериментальные данные позволяют сделать заключение о возможности реализации с достаточной степенью точности предлагаемого способа установления предельной пластичности листовых материалов при равномерном двухосном растяжении.

Установленное по результатам испытаний значение предельной пластичности включено в программный модуль прогнозирования технологических отказов деформационного типа, который входит в систему компьютерного проектирования операций листовой штамповки с применением эластичных сред [3].

Предложенный способ установления предельной пластичности листовых заготовок при

zp815.indd 25 29.07.2015 16:00:29

равномерном двухосном растяжении позволяет расширить технологические возможности стандартных механических испытаний и повысить надежность и достоверность оценки поведения материала в процессе формоизменения. Способ может быть реализован на стандартных испытательных машинах без применения специальных нагружающих устройств и образцов сложной геометрии, что позволяет рекомендовать его для использования в механических лабораториях предприятий.

Сопоставляя рассчитанные или экспериментально определенные максимальные значения интенсивности логарифмических деформаций $\varepsilon_{0\max}$ в проблемной с точки зрения возможного разрушения зоне детали с установленной по предложенному способу предельной пластичностью $\varepsilon_{\text{пр}}$ для испытанного материала, можно определить коэффициент запаса пластичности $n = \varepsilon_{0\max}/\varepsilon_{\text{пр}}$ и оценить пригодность материала для реализации проектируемой операции.

Материал считается пригодным для изготовления детали, если выполняется условие

$$n \geqslant [n], \tag{4}$$

где $[n] = 1{,}3$ — допустимый коэффициент запаса пластичности, установленный на основании обработки результатов многочисленных экспериментов по формовке деталей из листовых заготовок с применением эластомеров [1].

Для экспериментальной проверки предложенного метода проведена оценка пригодности испытанного алюминиевого сплава Д16АМ для формовки цилиндрических деталей с широким фланцем эластичной средой в жесткую матрицу. Формовку осуществляли на испытательной машине ЦД-40 из листовых заготовок диаметром 210 мм, толщиной 1,5 мм.

Деформированное состояние формуемых заготовок определяли методом делительных сеток. С этой целью до начала формообразования на поверхность заготовок фотоконтактным способом наносили делительную сетку из системы пересекающихся окружностей диаметром $d_0 = 2{,}6$ мм [4].

Для получения цилиндрических деталей диаметром $D = 90$ мм с глубиной полости $H = 15$; 18 и 20 мм заготовки формовали в специальном вытяжном экспериментальном штампе. В качестве эластомера использовали полиуретан марки СКУ-7Л с исходной твердостью 80 HSD. Всего было изготовлено девять деталей — по три детали на каждую глубину вытяжки.

После формовки измеряли (с помощью инструментального микроскопа БМИ-1) размеры a ячеек деформированной делительной сетки в меридиональном направлении и расстояния R от оси симметрии детали до центров ячеек. Окружную ε_t и меридиональную ε_m деформации рассчитывали по соотношениям

$$\varepsilon_t = \ln\left(R / R_0\right); \quad \varepsilon_m = \ln\left(a / d_0\right), \tag{5}$$

где R_0 — расстояние от центра рассматриваемой ячейки до оси симметрии детали перед началом деформирования.

Деформацию ε_z в направлении нормали к поверхности детали определяли из условия пластической несжимаемости ее материала (2).

На криволинейных участках детали меридиональную деформацию рассчитывали с учетом кривизны поверхности детали по формуле

$$\varepsilon_m = \ln\left[\frac{2R_k \arcsin(a/2R_k)}{d_0}\right], \tag{6}$$

где R_k — радиус кривизны поверхности детали на рассматриваемом участке.

Интенсивность логарифмических деформаций находили по соотношению

$$\varepsilon_0 = \frac{2}{\sqrt{3}}\sqrt{\varepsilon_t^2 + \varepsilon_m^2 + \varepsilon_t\varepsilon_m}. \tag{7}$$

В результате обработки экспериментальных данных был установлен характер распределения деформаций ε_t, ε_m и ε_z по сечению деталей.

Рассчитанные усредненные значения интенсивности логарифмических деформаций ε_0 и коэффициента запаса пластичности n для деталей с различной глубиной формовки H представлены в таблице.

При проведении экспериментов основным технологическим отказом деформационного типа было разрушение, которому предшествовала локализация деформации, вызванная потерей устойчивости пластического растяже-

zp815.indd 26 29.07.2015 16:00:29

Усредненные значения параметров

H, мм	ε_0	n
15	0,27	2,52
18	0,52	1,33
20	0,71	1,03

ния. Разрушение деталей с глубиной формовки H = 20 мм, для которых коэффициент запаса пластичности близок к единице, происходило в зоне максимального утонения, а трещины чаще всего проходили по дну деталей. Для деталей с меньшей глубиной формовки трещины и разрывы отсутствовали.

Таким образом, алюминиевый сплав Д16АМ можно использовать для изготовления цилиндрических деталей диаметром D =90 мм из листовых заготовок диаметром 210 мм и толщиной 1,5 мм с широким фланцем за один переход, если глубина полости детали $H \leqslant 18$ мм.

Использование предложенного метода оценки пригодности материала для реализации формообразующих операций листовой штамповки позволяет выбрать оптимальный материал, из которого должна изготовляться заданная деталь, наиболее полно использовать его ресурс пластичности и свести до минимума потери от брака по разрывам и трещинам.

Заключение. Предложен способ установления предельной пластичности листовых заготовок при их формовке эластичным пуансоном в жесткой круглой матрице. На его основе разработан метод определения возможности проведения технологического процесса формовки эластичной средой. Надежность и достоверность способа подтверждены проведенной экспериментальной проверкой при вытяжке цилиндрических деталей с широким фланцем эластичной средой в жесткую матрицу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов С.П., Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х.** Формообразование деталей из листа с применением эластичных сред. Воронеж: Научная книга, 2007. 195 с.
2. **Шагунов А.В., Шереметов В.Е., Томилов М.Ф.** Разработка технологии вытяжки эластичной средой деталей из листа // Кузнечно-штамповочное производство. 1998. № 3. С. 20—23.
3. **Одинг С.С., Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х.** Компьютерное проектирование операции вытяжки деталей из листа эластичной средой в жесткой матрице // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2005. № 11. С. 58—61.
4. **Пат. 2537105 РФ, МПК G 01 B 11/16.** Способ измерения деформаций / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов.

Марат Федорович Томилов, канд. техн. наук,
mark_tom@mail.ru;
Федор Христианович Томилов, канд. техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

zp815.indd 27 29.07.2015 16:00:30

УДК 621.778.016.3.004.18

Г.Н. Гурьянов *(ООО "Феникс+", г. Белорецк)*

К оценке коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля

Приведены допустимые и предельные значения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля при расчете по предложенной формуле. Дана аналитическая зависимость для расчетно-экспериментального метода определения коэффициента трения, учитывающая напряжение противонатяжения и интенсивность деформационного упрочнения обрабатываемого металла. Показана необходимость стандартизации методов определения коэффициента трения при волочении.

Ключевые слова: волочение; проволока; пруток; коэффициент трения; методика расчета; осевое напряжение; коэффициент упрочнения; оптимизация режимов деформирования.

The acceptable and the limiting values of the coefficient of friction due to drawing round solid profile calculated according to the proposed formula are presented. The analytical dependence for calculation-experimental method for determination of friction coefficient, taking into account the voltage back-pull stress and intensity of deformation hardening of the treated metal is given. It is shown the need for standardization of methods for the determination of friction coefficient due to drawing.

Keywords: drawing; wire; rod; friction coefficient; method of calculation; axial stress; rate of hardening; optimization of deformation modes.

Степень деформации в каждом проходе маршрута волочения проволоки (прутков) выбирают с учетом условий контактного трения. С уменьшением силы трения в рабочей зоне волоки увеличивают единичные обжатия заготовки, что повышает эффективность формоизменения заготовки и производительность волочильных станов.

На практике также возникает обратная технологическая задача: по заданным деформациям в проходах маршрута волочения необходимо выбрать технологическую смазку или способ подготовки поверхности заготовки для обеспечения минимальных затрат энергии на процесс волочения, оценить условия контактного трения.

Критерием эффективности применения смазки является коэффициент трения f, который зависит от многих факторов, в том числе и от параметров деформации. Если определить допустимые значения коэффициента трения в зависимости от основных параметров деформации, используемых в проволочном производстве, то по имеющимся данным о коэффициенте трения f можно выбрать наиболее подходящую технологическую смазку.

Для оценки значения коэффициента трения в конкретных условиях волочения и обоснования предельных и допустимых значений коэффициента f необходимы соответствующие методы их определения, особенно при разработке технологических смазок и применении новых материалов для прутков и проволоки.

Цель работы — оценить допустимые и предельные значения коэффициента трения при разных значениях основных параметров деформации проволочной заготовки.

Запас прочности проволоки на выходе волоки можно оценивать по коэффициенту запаса прочности по И.Л. Перлину:

$$\gamma = \sigma_{sk}/\sigma_{zk},$$

где σ_{sk}, σ_{zk} — предел текучести и осевое напряжение на выходе рабочего канала волоки соответственно.

zp815.indd 28 29.07.2015 16:00:30

Допустимые значения коэффициента трения определяют из численного решения нелинейного уравнения, отражающего заданный запас прочности при разных значениях коэффициента γ

$$\sigma_{sk}/\gamma - \sigma_{zk} = 0. \quad (1)$$

Принята зависимость предела текучести обрабатываемого металла от коэффициента вытяжки μ в виде степенной функции

$$\sigma_{sk} = \sigma_{s0}\mu^k, \quad (2)$$

где σ_{s0}, — предел текучести заготовки перед обжатием; σ_{sk} — предел текучести при коэффициенте вытяжки μ; $\mu = d_0^2/d_k^2$ — коэффициент вытяжки; d_0, d_k — диаметр проволоки на входе и выходе волоки соответственно; k — коэффициент упрочнения.

Расчет основной составляющей полного осевого напряжения σ_{zk} на выходе волоки — прироста осевого напряжения σ_{z1} в рабочем конусе волоки выполнен по формуле [1, 2]:

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{s0}}{k}\left(\mu^k - 1\right)\left(1 + f\mathrm{ctg}\alpha\right), \quad (3)$$

где α — угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения.

При расчете напряжения σ_{z1} по формуле (3) учитывается непрерывное изменение предела текучести вдоль длины очага деформации согласно зависимости (2). Прирост осевого напряжения от приложения напряжения противонатяжения при принятом законе упрочнения (2) и использовании формулы (3) равен [3]

$$\sigma_{z2} = \sigma_q\left(1 - f\left(\mu^k - 1\right)/\left(k\mathrm{tg}\alpha\right)\right), \quad (4)$$

где σ_q — напряжение противонатяжения.

Прирост осевого напряжения σ_{z3} от деформации сдвига металла на входе и выходе рабочего конуса волоки рассчитывали по известной в теории волочения формуле

$$\sigma_{z3} = 4\sigma_s\mathrm{tg}\alpha/\left(3\sqrt{3}\right),$$

где $\sigma_s = (\sigma_{s0} + \sigma_{sk})/2$ — средний предел текучести металла в очаге деформации.

Полное осевое напряжение σ_{zk} в формуле (1) определяли из равенства

$$\sigma_{zk} = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{z3}.$$

Из уравнения (1) следует формула для расчета допустимого значения коэффициента трения

$$f = \frac{\mathrm{tg}\alpha\left(1 - \mu^k - k\bar{\sigma}_q - 0,385k\mathrm{tg}\alpha\left(1 + \mu^k\right) + k\mu^k/\gamma\right)}{\left(\mu^k - 1\right)\left(1 - \bar{\sigma}_q\right)}, \quad (5)$$

где $\bar{\sigma}_q = \sigma_q/\sigma_{s0}$ — относительное напряжение противонатяжения.

При коэффициенте запаса прочности $\gamma = 1$, когда полное осевое напряжение σ_{zk} равно пределу текучести протянутого металла σ_{sk}, по формуле (5) вычисляют предельное значение коэффициента трения. Если $\gamma > 1$, то волочение происходит с запасом прочности [1], а формула (5) определяет допустимое значение коэффициента трения.

На рис. 1 приведены зависимости для предельного ($\gamma = 1$) и допустимого ($\gamma = 1,4$) значений коэффициента трения f при исходном пределе текучести заготовки $\sigma_{s0} = 1000$ МПа и значениях коэффициента k упрочнения в модели упрочнения (2): 0; 0,25; 0,75 и 1,25. Угол α для рабочего конуса волоки 3 и 12°. Значения напряжения противонатяжения: 0; 250 и 500 МПа.

Предельные и допустимые значения коэффициента трения интенсивно снижаются с увеличением степени деформации в проходе волочения. Все кривые графиков расходятся. Это указывает на усиление влияния значений напряжения противонатяжения и угла α на искомый коэффициент трения с повышением обжатия.

С ростом коэффициента упрочнения от 0 до 1,25 влияние напряжения противонатяжения на предельные значения коэффициента трения значительно снижается (см. рис. 1, *а — г*). При $k = 1,25$ линии *1—3* при $\alpha = 3°$ почти слились при $\mu < 1,25$, а линии *4*, *5* при $\alpha = 12°$ значительно приблизились при коэффициенте вытяжки более 1,5 (см. рис. 1, *г*).

Увеличение коэффициента запаса прочности γ от 1 до 1,4 вызвало значительное снижение расчетного значения коэффициента f. Это показывает парное сравнение расположения соответствующих кривых рис. 1, *б* и *д*, рис. 1, *г* и *е*. При $\alpha = 12°$ больше предельные и допустимые значения коэффициента трения. При фиксированном значении угла α допустимые и предельные значения коэффициента трения меньше при напряжении противонатяжения 500 МПа (штриховые линии *3* и *6*). Линии *4*, *5* и *6* при $\alpha = 12°$ удалены на большем расстоянии

zp815.indd 29 29.07.2015 16:00:30

друг от друга, чем линии *1*, *2* и *3* при $\alpha = 3°$, т.е. с повышением величины α увеличилась значимость влияния напряжения противонатяжения на искомые значения коэффициента *f*.

При коэффициенте упрочнения 0,75 и 1,25 (см. рис. 1, *в* и *г*) кривые не пересекают ось абсцисс. Следовательно, в заданном интервале изменения коэффициента вытяжки отсутствуют предельные значения коэффициента *f*.

Предельные и допустимые значения ($\gamma = 1{,}4$) коэффициента трения в зависимости от относительного напряжения противонатяжения приведены на рис. 2. Заданы значения коэффициента вытяжки 1,15 (относительное обжатие

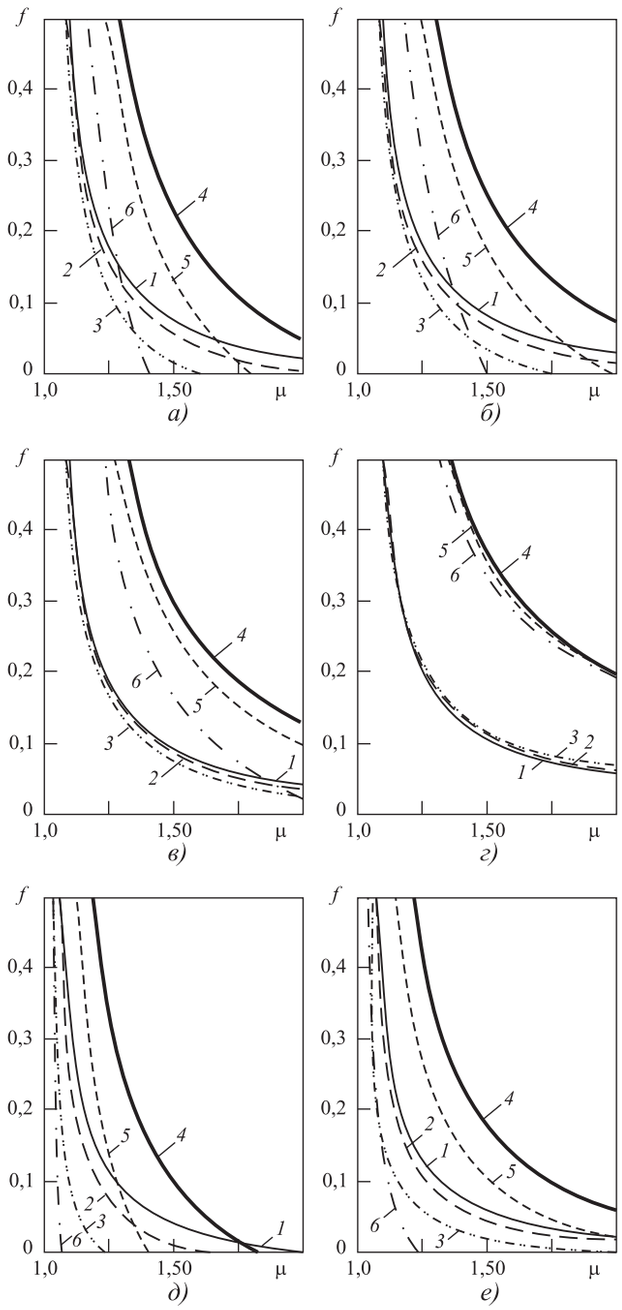


Рис. 1. Предельные (*а* — *г*) и допустимые (*д*, *е*) значения коэффициента трения в зависимости от коэффициента вытяжки:

а — *г* — $\gamma = 1$; *д*, *е* — $\gamma = 1{,}4$; *1*—*3* — $\alpha = 3°$; *4*—*6* — $\alpha = 12°$; *1*, *4* — $\sigma_q = 0$; *2*, *5* — $\sigma_q = 250$ МПа; *3*, *6* — $\sigma_q = 500$ МПа; *а* — $k = 0$; *б*, *д* — $k = 0{,}25$; *в* — $k = 0{,}75$; *г*, *е* — $k = 1{,}25$

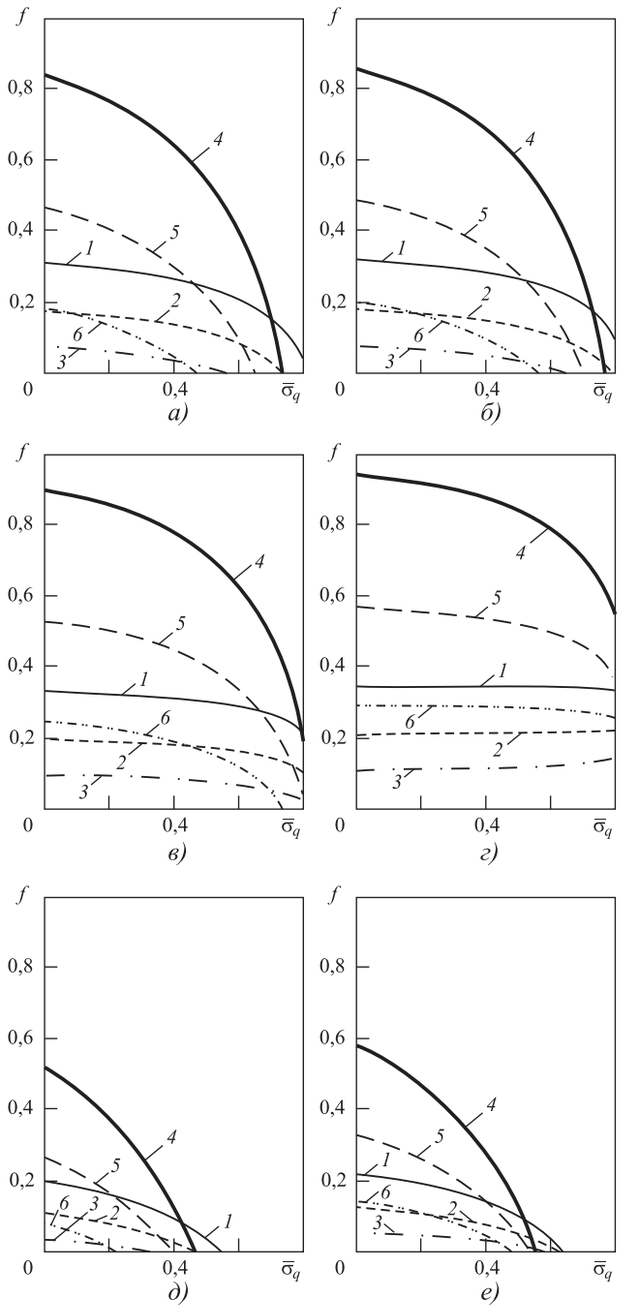


Рис. 2. Предельные (*а* — *г*) и допустимые (*д*, *е*) значения коэффициента трения в зависимости от относительного напряжения противонатяжения:

а — $k = 0$; *б*, *д* — $k = 0{,}25$; *в* — $k = 0{,}75$; *г*, *е* — $k = 1{,}25$; *1*—*3* — $\alpha = 3°$; *4*—*6* — $\alpha = 9°$; *1*, *4* — $\mu = 1{,}15$; *2*, *5* — $\mu = 1{,}25$; *3*, *6* — $\mu = 1{,}50$

zp815.indd 30 29.07.2015 16:00:30

δ = 13,0 %); 1,25 (δ = 20,0 %) и 1,50 (δ = 33,3 %). Угол α принят равным 3 и 9°. Значения коэффициента упрочнения оставили без изменения.

Все линии с ростом уровня напряжения противонатяжения сближаются в отличие от данных рис. 1. Это дает основание для вывода, что повышение напряжения противонатяжения снижает значимость влияния степени деформации и угла α на предельные и допустимые значения коэффициента трения. Однако увеличение коэффициента упрочнения значительно ослабляет указанный характер влияния напряжения противонатяжения на предельное значение коэффициента трения. Это более заметно при высоком коэффициенте упрочнения 1,25 (см. рис. 2, *г*).

При α = 9° (см. рис. 2, кривые *4—6*) выражено влияние степени обжатия на искомую величину *f*, поэтому кривые при этом значении угла удалены друг от друга на большем расстоянии. Увеличение коэффициента упрочнения от 0,25 до 1,25 вызвало более заметное изменение формы у кривых для предельного значения коэффициента трения (*б*, *г*), чем у кривых для допустимого значения коэффициента *f* (*д*, *е*).

Пары кривых для одной степени деформации, но разных значений угла α (*1* и *4*, *2* и *5*, *3* и *6*) пересекаются при определенном уровне напряжения противонатяжения. При этом точка пересечения менее удалена от осей ординат и абсцисс при более высокой степени обжатия: точка пересечения линий *3* и *6* находится ближе к началу координат. До точки пересечения части кривых при α = 9° находятся выше, т.е. до точки пересечения предельные и допустимые значения коэффициента трения при α = 9° больше, чем при α = 3°.

Зависимости рис. 3 построены при тех же значениях коэффициентов вытяжки и упрочнения, том же исходном пределе текучести 1000 МПа, что и графики рис. 2. Противонатяжение отсутствует и напряжение противонатяжения равно 250 МПа. Кривые *1—4* для предельного значения коэффициента *f* (*а—г*) в заданном интервале значений угла α не имеют максимума.

Форма кривых рис. 3 обусловлена сложной зависимостью осевого напряжения от угла α волочения. При малом значении угла кривые при одинаковой степени деформации, но разном уровне напряжения противонатяжения (пары линий *1* и *4*, *2* и *5*, *3* и *6*) удалены друг от друга на незначительном расстоянии. Это указывает на более эффективное применение противонатяжения при малых углах волочения.

Данные рис. 3, так же, как и рис. 1 и 2, подтверждают рост предельного и допустимого значений коэффициента трения с повышением коэффициента упрочнения и снижением обжатия заготовки. Необходимо обратить

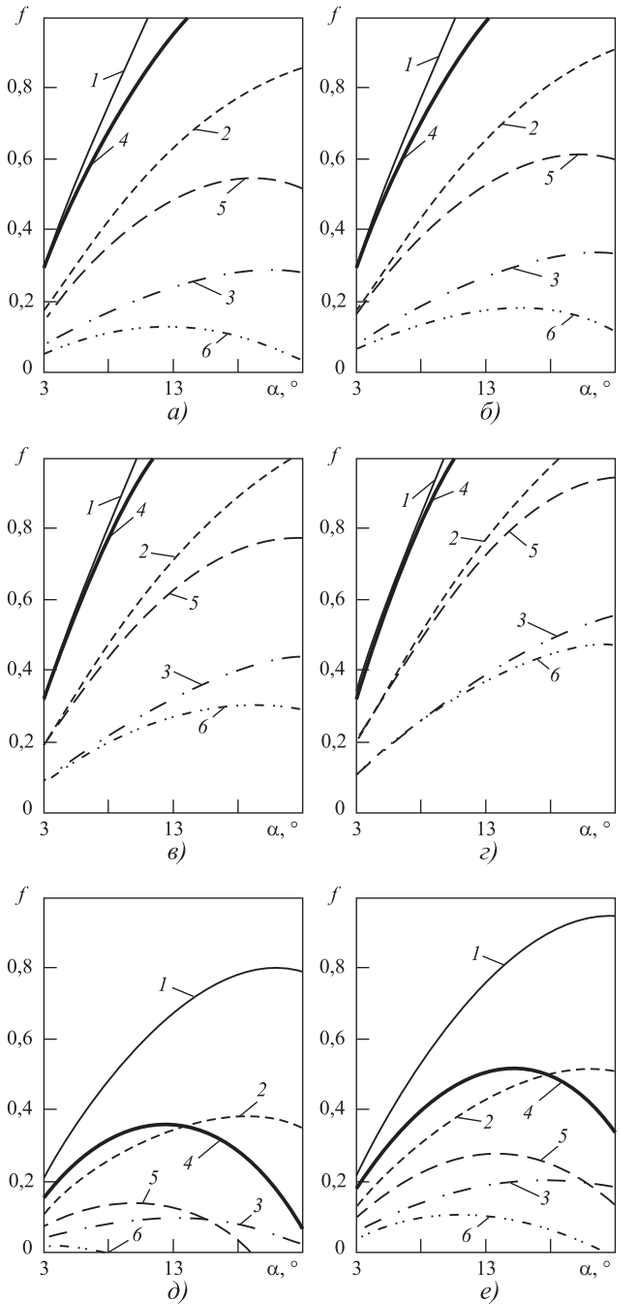


Рис. 3. Предельные (*а — г*) и допустимые (*д*, *е*) значения коэффициента трения в зависимости от угла α:

а — k = 0; *б*, *д — k* = 0,25; *в — k* = 0,75; *г*, *е — k* = 1,25; *1—3* — σ_q = 0; *4—6* — σ_q = 250 МПа; *1*, *4* — μ = 1,15; *2*, *5* — μ = 1,25; *3*, *6* — μ = 1,50

zp815.indd 31 29.07.2015 16:00:30

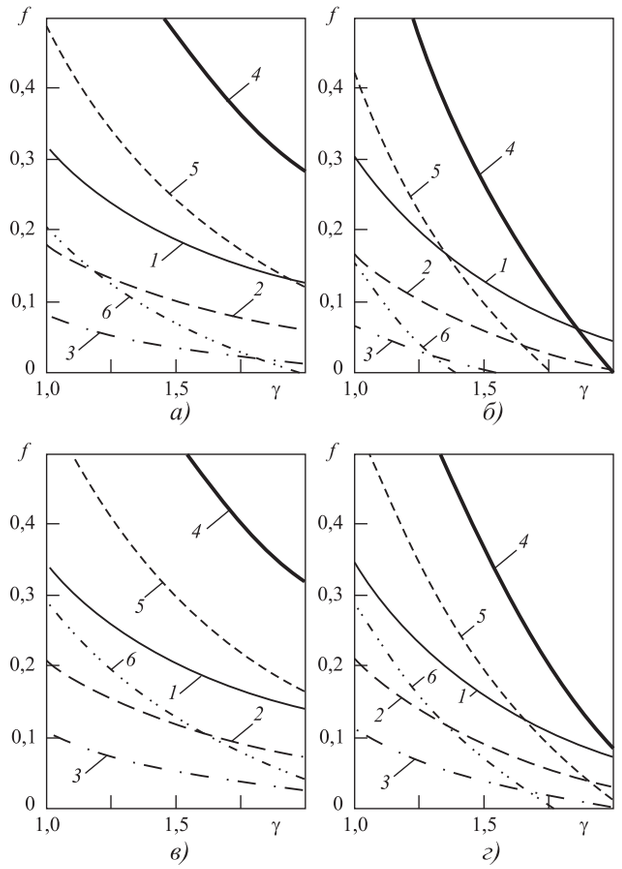


Рис. 4. Допустимые значения коэффициента трения в зависимости от коэффициента запаса прочности:

1—3 — $\alpha = 3°$; *4—6* — $\alpha = 9°$; *1*, *4* — $\mu = 1{,}15$; *2*, *5* — $\mu = 1{,}25$; *3*, *6* — $\mu = 1{,}50$; *а*, *б* — $k = 0$; *в*, *г* — $k = 1{,}25$; *а*, *в* — $\sigma_q = 0$; *б*, *г* — $\sigma_q = 250$ МПа

внимание на значительное различие степени снижения значений коэффициента *f* при увеличении коэффициента запаса прочности γ от 1,0 (*г*) до 1,4 (*е*) при малых и больших значениях угла α, например, при $\alpha = 3$ и 23°. При $\alpha = 23°$ имеем более заметное снижение коэффициента *f* при росте коэффициента запаса γ.

Зависимости допустимого значения коэффициента трения от коэффициента запаса прочности построены при значениях угла $\alpha = 3$ и 9°, напряжении противонатяжения 0 и 250 МПа (рис. 4). Увеличение коэффициента упрочнения от 0 до 1,25 привело к более заметному повышению допустимого значения коэффициента трения при коэффициенте вытяжки 1,50 (кривые *3* и *6*), чем это наблюдается при коэффициенте вытяжки 1,15 (кривые *1* и *4*). Приложение противонатяжения вызвало заметное снижение коэффициента *f* при $\alpha = 9°$ (линии *4*, *5*, *6*) и повышенных значениях коэффициента запаса прочности.

Данные рис. 4 показывают, что для обеспечения достаточного запаса прочности ($\gamma > 1{,}8$) необходимо обеспечить благоприятные условия для снижения силы контактного трения и выбрать соответствующие значения степени деформации и угла α в проходе маршрута волочения.

При заправке и волочении без противонатяжения термообработанной заготовки диаметром 4,0 мм из стали 12Х18Н10Т наблюдали повышенную частоту ее обрыва. Причиной этого был неправильно подобранный режим нанесения соле-известкового покрытия на поверхность заготовки перед волочением. Обоснованием такого заключения стала стабильность режима волочения после нанесения по оптимальному режиму на ту же заготовку указанного подсмазочного покрытия.

При волочении применяли волоки с углом α рабочего конуса 7°. В качестве технологической смазки использовали мыльный порошок. Коэффициент вытяжки 1,4 ($\delta = 28{,}6$ %). При обрывах проволоки коэффициент запаса прочности γ примем равным единице, прирост осевого напряжения в калибрующем пояске отсутствует.

Предельное значение коэффициента трения оценим по формуле (5) при коэффициенте упрочнения 0,25 и 1,37. Первое значение коэффициента более характерно для углеродистой стали после патентирования [1], а второе — для холодной деформации проволочной заготовки из коррозионно-стойких сталей, в частности, из стали 12Х18Н10Т в первых проходах маршрута волочения. Тогда для заданных значений коэффициента упрочнения предельное значение коэффициента трения равно 0,223 и 0,298 соответственно. Такие высокие значения коэффициента трения не противоречат данным о значении коэффициента трения при холодном волочении.

Например, по данным И.Л. Перлина, М.З. Ерманока (см. кн.: Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с), при волочении круглых сплошных профилей из стали коэффициент трения составляет 0,015...0,13. Известны и более высокие значения коэффициента трения до 0,20 при волочении стальных прутков. Однако указанные значения коэффициента трения были получены на основе замера силы волочения в процессе установившегося волочения проволоки или прутков. Для данного случая расчет выполнен для предельного случая волочения, когда наблюдалась повышенная частота обрывов переднего конца проволоки.

zp815.indd 32 29.07.2015 16:00:30

Для расчета коэффициента трения по значению осевого напряжения σ_{zk} формула (5) представлена в виде

$$f = \frac{\mathrm{tg}\alpha\left(1-\mu^k - k\bar{\sigma}_q - 0,385k\mathrm{tg}\alpha\left(1+\mu^k\right)+k\bar{\sigma}_{zk}\right)}{\left(\mu^k-1\right)\left(1-\bar{\sigma}_q\right)}, \quad (6)$$

где $\bar{\sigma}_{zk} = \sigma_{zk}/\sigma_{s0}$ — относительное напряжение волочения.

Определение значений параметров, входящих в формулу (6), не вызывает особых затруднений. Основное отличие формулы (6) от известных аналогичных аналитических зависимостей заключается в том, что при ее выводе использованы уравнения для расчета прироста осевого напряжения в рабочем конусе (3) и от действия напряжения противонатяжения (4), которые учитывают изменение вдоль длины очага деформации предела текучести согласно зависимости (2).

В методике (например, [4]) расчета коэффициента трения принята реология деформируемой заготовки как у идеального жестко-пластического тела Мизеса. Поэтому известные аналитические зависимости не включают в себя параметры, учитывающие интенсивность деформационного упрочнения металла заготовки.

Очевидным является зависимость расчетных значений коэффициента трения от методики и используемых формул для его расчета. Составляющие σ_{z1} и σ_{z2} полного напряжения σ_{zk} вычислим по наиболее используемым в теории волочения аналитическим зависимостям:

$$\sigma_{z1} = \sigma_s Ln\mu\left(1+f/\mathrm{tg}\alpha\right); \quad (7)$$

$$\sigma_{z2} = \sigma_q/\mu^{f/\mathrm{tg}\alpha}. \quad (8)$$

Формула Зибеля (7) учитывает прочностные свойства протягиваемой заготовки по усредненному пределу текучести σ_s в очаге деформации. Зависимость (8) для расчета прироста осевого напряжения от действия напряжения волочения наиболее простая и при этом удовлетворительно описывает влияние противонатяжения на напряжение волочения [1, 3]. Искомое значение коэффициента трения является показателем степени в уравнении (8), что затрудняет получение простой аналитической зависимости в виде формул (5) и (6) для расчета коэффициента трения. Поэтому выполнили расчет предельного и допустимого значений коэффициента численным методом решения уравнения (1), в котором полное напряжение σ_{zk} определено с учетом известных формул (7) и (8).

В таблице приведены предельные и допустимые значения коэффициента трения по формуле (5) и вычисленные численным методом. Обозначим эти значения f_1 и f_2 соответственно. Расчет выполнен при коэффициенте упрочнения 0,25 и 1,37, α = 6 и 9° и разных значениях коэффициентов вытяжки. Данные варианты расчетов № 1 и 2 представляют предельные значения коэффициента трения (γ = 1,0), а варианта № 3 — допустимые значения этого коэффициента (γ = 1,4).

При отсутствии противонатяжения и коэффициенте упрочнения 0,25 значения f_1 и f_2 коэффициента трения не отличаются до четвертой цифры после запятой. При высоком коэффициенте упрочнения 1,37 и отсутствии противонатяжения различие не превышает 0,02 при обоих значениях угла α. При действии напряжения противонатяжения увеличилась разница значений коэффициента f, но она не превышает 0,1 при коэффициенте упрочнения 1,37. Разница значений f максимальна при меньшем значении коэффициента вытяжки 1,15.

Увеличение коэффициента запаса прочности от 1 до 1,4 (вариант расчета № 3) привело к значительному уменьшению и сближению значений коэффициента трения по обеим методикам расчета. При коэффициентах упрочнения 0,25 и вытяжки 1,65 и 1,75 невозможно обеспечить запас прочности, характеризуемый коэффициентом γ = 1,4, если угол α = 6° (поэтому в таблице отсутствуют значения f).

При α = 9° и том же коэффициенте k = 0,25 не обеспечивается требуемый запас прочности (γ = 1,4) при коэффициентах вытяжки 1,55...1,75 даже при отсутствии трения. Малая разница значений коэффициента трения по обоим методам расчета обусловлена близостью результатов расчета прироста осевого напряжения по соответствующим уравнениям (3) и (7), (4) и (8), что показано в работах [1—3].

Из условия выполнения равенства значений для коэффициента трения по формулам (5) и (6) имеем отношение

$$\frac{\mu^k}{\gamma} = \frac{\sigma_{zk}}{\sigma_{s0}}.$$

zp815.indd 33 29.07.2015 16:00:30

Результаты расчета предельного (расчет № 1 и 2) и допустимого значений коэффициента трения (расчет № 3) в зависимости от коэффициентов вытяжки и упрочнения

Номер расчета	μ	f_1	f_2	f_1	f_2	f_1	f_2	f_1	f_2
		k = 0,25				k = 1,37			
		α = 6°		α = 9°		α = 6°		α = 9°	
1	1,15	0,599	0,599	0,857	0,856	0,660	0,658	0,948	0,945
	1,25	0,341	0,341	0,485	0,485	0,403	0,399	0,578	0,573
	1,35	0,230	0,230	0,325	0,325	0,293	0,288	0,420	0,412
	1,45	0,168	0,168	0,236	0,236	0,232	0,225	0,332	0,322
	1,55	0,129	0,128	0,179	0,179	0,194	0,185	0,277	0,264
	1,65	0,101	0,101	0,139	0,139	0,167	0,157	0,239	0,224
	1,75	0,081	0,081	0,110	0,110	0,148	0,136	0,211	0,194
2	1,15	0,553	0,505	0,771	0,707	0,653	0,579	0,922	0,821
	1,25	0,302	0,277	0,416	0,384	0,403	0,352	0,569	0,498
	1,35	0,194	0,179	0,264	0,245	0,297	0,254	0,418	0,359
	1,45	0,134	0,125	0,179	0,167	0,238	0,199	0,334	0,281
	1,55	0,096	0,089	0,125	0,117	0,200	0,164	0,281	0,230
	1,65	0,069	0,065	0,087	0,082	0,174	0,139	0,245	0,195
	1,75	0,050	0,047	0,059	0,056	0,156	0,120	0,218	0,169
3	1,15	0,261	0,248	0,332	0,317	0,338	0,310	0,447	0,412
	1,25	0,118	0,112	0,138	0,133	0,195	0,175	0,255	0,230
	1,35	0,056	0,054	0,055	0,054	0,134	0,118	0,173	0,152
	1,45	0,021	0,021	0	0	0,100	0,085	0,127	0,108
	1,55	0	0	—	—	0,079	0,064	0,098	0,080
	1,65	—	—	—	—	0,064	0,050	0,078	0,060
	1,75	—	—	—	—	0,053	0	0,064	0,045

Если в процессе волочения регулировать силу противонатяжения, то упрощается метод определения коэффициента трения с применением формул (5) и (6). Для расчета предельного значения коэффициента трения по формуле (5) не требуется относительное значение осевого напряжения, как при использовании зависимости (6). По формуле (5) определяется коэффициент трения при $\gamma = 1$, а по формуле (6) — при $\gamma \leqslant 1$.

В заключение необходимо обратить внимание на актуальность достоверной оценки коэффициента трения для практики и теории волочения. Методы определения коэффициента трения при волочении совершенствуются. Коэффициент трения — субъективная величина, зависит от метода его определения. Необходимо нормировать порядок его оценки. Отсутствие стандартов на метод определения коэффициента трения обесценивает или не позволяет в полном объеме использовать результаты теоретических исследований.

Например, в работе [5] на основе метода конечных элементов рассчитаны поля напряжений, деформаций и температуры в очаге пластической деформации при волочении высокоуглеродистой проволоки для металлокорда. По результатам расчетов сделаны выводы и рекомендации, в частности: "Для увеличения скорости волочения без потери качества предложено уменьшить коэффициент контактного трения до 0,02. Анализ расчетных данных показал эффективность этого предложения для высокоскоростного волочения высокоуглеродистой проволоки".

Очевидно, технолог волочильного цеха не может воспользоваться такой рекомендацией

zp815.indd 34 29.07.2015 16:00:31

для повышения производительности производства высокопрочной проволоки без снижения ее качества, так как он (производственник) не знает величину коэффициента трения при существующей в цехе технологии волочения, а также достоверную методику определения этого коэффициента. Рекомендуемое значение коэффициента трения до 0,02 [5] по причине отсутствия в настоящий момент общепринятой методики его определения только указывает на необходимость снижения напряжений контактного трения для ограничения температуры волочения.

Приведенные в статье допустимые и предельные значения коэффициента трения (см. рис. 1—4) можно использовать, например, при выборе волочильных смазок, если будет создан банк значений коэффициента трения для разных смазок и условий деформирования проволоки. Однако эти значения банка должны быть определены по формулам (5) и (или) (6), тогда будет гарантирована достаточная точность расчета, например, полного осевого напряжения σ_{zk} волочения с применением коэффициента трения из этого банка и приведенных формул для расчета его составляющих σ_{z1}—σ_{z3}.

Если значение коэффициента трения при волочении определено другим методом, например, с использованием разъемной волоки, то при расчете осевого напряжения σ_{zk} и его составляющих σ_{z1}—σ_{z3} по приведенным формулам не будет обеспечена та же точность их определения.

Таким образом, для оптимизации режимов волочения проволоки целесообразно иметь банк значений коэффициента трения в зависимости от рода смазок и параметров ее деформации. При этом необходимо знать метод определения этого коэффициента трения. Однако каждый исследователь, технолог проволочного производства имеет свое мнение о целесообразности применения той или иной методики для определения коэффициента трения. Об этом свидетельствуют, например, работы [6, 7]. Отсюда следует необходимость стандартизации методов определения коэффициента трения. Это ускорит поиск оптимальных технологий в проволочном производстве.

Заключение. Предложены аналитические формулы (5) и (6) для расчета предельных и допустимых значений коэффициента трения, оценки коэффициента трения с учетом приложения противонатяжения и деформации сдвига металла на входе и выходе рабочего конуса волоки.

Показан характер влияния основных параметров деформации на предельные и допустимые значения коэффициента трения. Установлена близость предельных и допустимых значений коэффициента трения по предложенной формуле (5) и при расчете численным методом с использованием формулы Зибеля (7) для расчета прироста осевого напряжения в рабочем конусе и известной формулы (8) для расчета прироста осевого напряжения от приложения противонатяжения.

Зависимости (5) и (6) можно использовать при выборе технологических смазок, оценке условий контактного трения для снижения затрат энергии на волочение, расхода волок и температуры деформирования, повышения скорости волочения и качества проволоки. Показана необходимость совершенствования методов определения для коэффициента трения при волочении проволоки и прутков с дальнейшей их стандартизацией.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.

2. **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. № 1. С. 66—74.

3. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.

4. **Добров И.В.** Новый метод определения коэффициента трения при волочении // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2000. № 4. С. 51—54.

5. **Верещагин М.Н., Бобарикин Ю.Л, Савенок А.Н.** и др. Влияние скорости волочения на температуру и напряженно-деформированное состояние высокоуглеродистой проволоки // Сталь. 2007. № 12. С. 54—58.

6. **Осадчий В.Я., Воронцов А.Л.** Формула для расчета напряжения волочения круглых сплошных профилей // Производство проката. 2001. № 6. С. 3—8.

7. **Воронцов А.Л.** О новом расчете энергосиловых параметров процесса волочения прутков // Производство проката. 2007. № 7. С. 34—40.

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

zp815.indd 35 29.07.2015 16:00:31

УДК 621.762.04

А.А. Абрамов *(ОАО "Центральный научно-исследовательский институт материалов", г. Санкт-Петербург),*
В.Л. Гиршов, В.Н. Цеменко
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Анализ современных технологий центробежного распыления металлических порошков

Выполнен сравнительный анализ современных схем технологического процесса центробежного распыления металлических порошков, выявлены их преимущества и недостатки. Рассмотрено промышленное и лабораторно-экспериментальное оборудование для распыления порошков и показано влияние технологии получения на их различные характеристики. Определены пути совершенствования технологии центробежного распыления порошков.

Ключевые слова: порошковая металлургия; металлические гранулы; центробежное распыление металлических порошков; оборудование для центробежного распыления порошков.

The comparative analysis of modern schemes of technological process of centrifugal dispersion of metal powders is carried out and their merits and demerits are revealed. The industrial and laboratory and experimental equipment for dispersion of powders is considered and influence of technology of receiving on their various characteristics is shown. Ways of improvement of technology of centrifugal dispersion of powders are defined.

Keywords: powder metallurgy; metal granules; centrifugal dispersion of metal powders; equipment for centrifugal dispersion of powders.

В настоящее время интенсивно разрабатываются новые технологии порошковой металлургии, позволяющие шире применять ее возможности по созданию материалов с повышенными эксплуатационными свойствами, используемыми в машиностроении для изготовления оборудования различного назначения [1—4].

Особое внимание при этом уделяется получению металлических порошков, к которым предъявляются различные физические и технологические требования [5—7]. Так, большое значение имеет форма частиц, которая зависит от метода компактирования [8]. В тех случаях, когда порошки компактируют в капсулах способами горячей пластической деформации, форма частиц должна быть сферической, потому что при такой форме достигается максимальная плотность засыпки. Порошки, применяемые при инжекционном формовании и аддитивных технологиях, должны быть сферическими.

Также большое значение имеет размер частиц. Например, для инжекционного формования требуются сферические порошки со средним размером частиц около 10 мкм, тогда как большинство других технологий используют порошки с размером частиц от 50 до 500 мкм.

Часто к порошкам предъявляются жесткие технические требования по предельно допустимому содержанию примесей, в частности, кислорода, поскольку оксидные пленки на поверхности порошковых частиц препятствуют формированию прочной металлической связи между ними. Такая пленка может образоваться при распылении металла и охлаждении порошка и его выгрузки из распылительной установки.

zp815.indd 36 29.07.2015 16:00:31

Многообразие технических требований и экономические ограничения обусловливают разработку и существование различных технологических способов производства распыленных порошков. Наиболее широкое применение в промышленности получили технологии распыления металлических расплавов энергоносителями — потоками газа или жидкости, а также способы центробежного распыления [9, 10]. Использование центробежных сил позволяет проводить распыление металлических расплавов в вакууме или в инертной безобменной атмосфере без участия энергоносителей. Это позволяет получать более чистые порошки, а в ряде случаев и удешевляет процесс.

Целью работы является сравнительный анализ схем технологического процесса центробежного распыления порошков, выявление их преимуществ и недостатков, определение путей совершенствования этой технологии.

Технологические схемы и математическое описание процесса распыления

Существуют две основные схемы центробежного распыления [10].

Первая из них реализуется при оплавлении торца быстровращающейся заготовки. В этом случае формирование расплава и его распыление совмещены и происходят одновременно.

Вторая схема центробежного распыления принципиально отличается от первой тем, что процессы плавления и распыления металла разделены. Металл расплавляют так же, как при производстве слитков и фасонных отливок в тигле, а затем сливают образующийся расплав через калиброванное отверстие на быстро вращающийся распылитель. В качестве распылителя применяют диски, в том числе диски с лопатками, стаканы или чаши различной формы.

Жидкий металл под действием центробежных сил поступает к периферии вращающейся заготовки, образуя по ее периметру тороидальный валик, удерживаемый силами поверхностного натяжения. По мере накопления металла в валике центробежные силы, действующие на расплав, возрастают и в какой-то момент превосходят силы поверхностного натяжения. Происходит распыление металла,

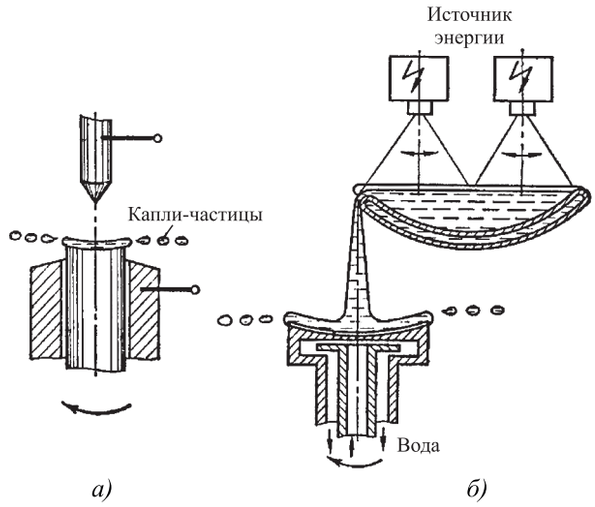


Рис. 1. Принципиальные схемы центробежного распыления:
а — оплавление вращающейся заготовки; *б* — литье расплава на вращающийся распылитель

причем в зависимости от расхода расплава режим образования капель меняется. При малом расходе отдельные капли расплава срываются непосредственно с кромки вращающейся заготовки. При большом расходе расплава вокруг распылителя образуется тонкая круговая пленка, не связанная с кромкой распылителя. Такая пленка разрушается силами поверхностного натяжения на отдельные пряди или крупные капли, которые могут дополнительно распадаться на капли меньших размеров.

На рис. 1 показаны принципиальные схемы центробежного распыления.

Теоретический анализ процесса распыления и расчет размера жидких капель необходимы для проектирования распылительных установок (атомайзеров) и определения параметров технологии. В работе [11] процесс распыления анализируется на основе волновой теории. Физическая модель разрушения жидкости при центробежном распылении включает в себя образование и сброс с торца вращающегося диска или стакана жидкой пленки, которая под воздействием волновых возмущений разрушается на отдельные фрагменты. Эти фрагменты силой поверхностного натяжения трансформируются в цилиндрические пряди. В свою очередь нестабильные пряди аналогичным образом разрушаются с образованием сферических капель (рис. 2).

В [11] предложены математические модели для расчета темпа роста нестабильности волны, длины волны, размера пленок и капель при

zp815.indd 37 29.07.2015 16:00:31

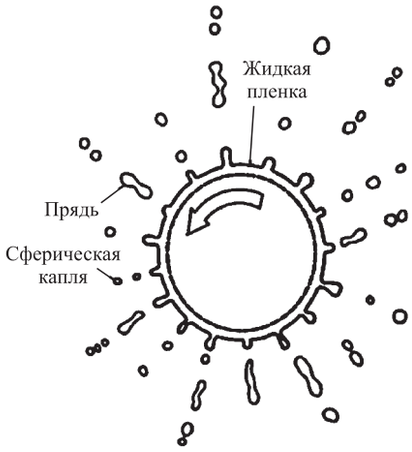


Рис. 2. Физическая модель центробежного распыления

высоком и низком значениях критерия Вебера. Размеры пленки в момент ее разрушения и образующихся капель рассчитаны и сопоставлены с экспериментальными данными. Момент разрушения пленки и прядей наступает тогда, когда волна возмущений достигает некоторой критической величины. Точки разрыва пленки соответствуют гребням и впадинам волны, а размер фрагмента разрушившейся пленки — половине длины волны.

Диаметр образовавшейся пряди можно вычислить по формуле

$$d_п = (4H_п\, \lambda_{опт}/2\pi)^{1/2}, \qquad (1)$$

где $H_п$ — толщина пленки; $\lambda_{опт}$ — оптимальная длина волны, соответствующая максимуму нестабильности.

Разрушение прядей определяется численными значениями критериев Рейнольдса и Вебера:

$$\mathrm{Re} = \rho v d_п/\eta; \qquad (2)$$

$$\mathrm{We} = \rho v^2 d_п/\sigma, \qquad (3)$$

где ρ — плотность жидкости; v — скорость жидкости в момент отрыва от края стакана; η — вязкость жидкости; σ — поверхностное натяжение жидкости.

Нестабильность прядей определяют критерием Охнесорге:

$$\mathrm{Oh} = \mathrm{We}^{1/2}/\mathrm{Re} = \eta/\,(\rho\sigma d_п)^{1/2}. \qquad (4)$$

Оптимальную длину волны по теории Вебера находят из соотношения

$$\lambda_{опт} = \sqrt{2}\pi d_п(1 + 3\mathrm{Oh}). \qquad (5)$$

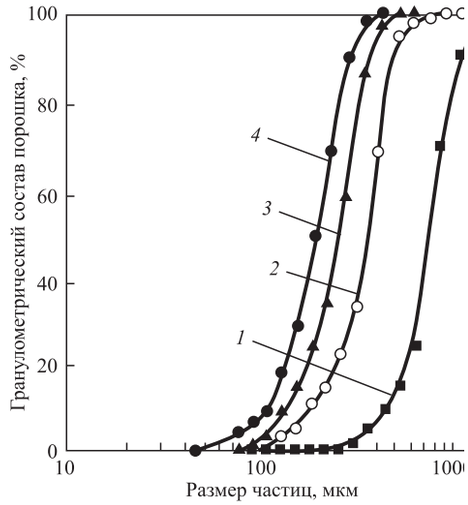


Рис. 3. Соотношение гранулометрического состава порошка стали в зависимости от размера частиц при различной скорости вращения распылителя, об/мин [2]:
1 — 2500; *2* — 5000; *3* — 7500; *4* — 10 000

Размер капель, образующихся при разрушении прядей, можно рассчитать по формуле

$$d_к = \left(3\,/\,2\lambda_{опт} d_п^2\right)^{3/2}. \qquad (6)$$

В монографии [12] для прогнозной оценки диаметра сферических частиц порошка, изготовленного способом центробежного распыления из вращающегося стакана, рекомендована следующая эмпирическая формула:

$$d = A/\omega(\sigma/\rho R)^{1/2}, \qquad (7)$$

где A — константа; ω — угловая скорость вращения стакана; R — радиус стакана.

Методы центробежного распыления обеспечивают возможность легкого регулирования среднего размера частиц изменением скорости вращения распылителя. Для этих методов типичны узкий фракционный состав порошка и сферическая форма частиц. На рис. 3 приведены кумулятивные кривые, характеризующие гранулометрический состав порошка стали при различной скорости вращения распылителя.

Установки для центробежного распыления

Технология ВЭП. При производстве порошков из титановых, никелевых и некоторых других сплавов часто применяют способ центробежного распыления с оплавляемой вращающейся заготовкой. В США получил распро-

zp815.indd 38 29.07.2015 16:00:31

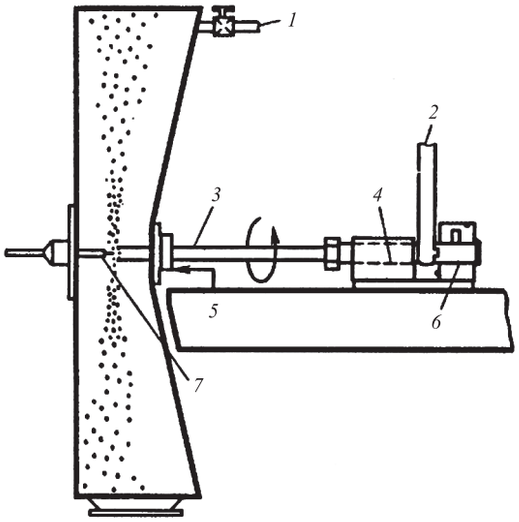


Рис. 4. Схема установки ВЭП с длинным электродом:

1 — вакуум, инертный газ; *2* — приводной ремень; *3* — распыляемая заготовка; *4* — шпиндель; *5* — ввод заготовки в камеру распыления; *6* — контактные щетки; *7* — водоохлаждаемый катод с вольфрамовым наконечником

странение процесс вращающегося электрода, который называют технологией ВЭП [12]. На рис. 4 показана схема этого метода.

Плавка осуществляется электрической дугой в цилиндрической камере, заполненной гелием. Диаметр камеры выбирается с таким расчетом, чтобы капли расплава во время полета успели затвердеть до того, как они соприкоснутся со стенками камеры.

Теплофизические расчеты показали, что до полного затвердевания капли титана диаметром 0,5 мм длина траектории ее движения в вакууме составит ~13 м. Наличие гелия при давлении немного выше атмосферного резко повышает интенсивность охлаждения распыленных частиц, что позволяет вести распыление в камерах диаметром 2...3 м.

В качестве расходуемых электродов (анодов) используют цилиндрические заготовки диаметром от 60 до 90 мм разной длины. В установках с длинным электродом электрод длиной ~1830 мм закрепляется в патроне снаружи камеры и вводится в камеру через вакуумное уплотнение. Существуют установки и с коротким электродом. В этих установках патрон для крепления электрода расположен в камере, и электроды длиной до 250 мм загружаются в камеру до начала процесса. Скорость вращения электродов обычно составляет 10 000...20 000 об/мин.

Основным недостатком описанного метода ВЭП является низкая производительность, особенно в установках с коротким электродом. Установки с длинным электродом более производительны, однако для них требуется особо тщательная подготовка электродов. Малейшая кривизна и дисбаланс длинных электродов недопустимы при высокой скорости вращения. Требуется также особо чистая поверхность у длинных электродов, поскольку неровность поверхности выводит из строя вакуумное уплотнение на входе электрода в камеру.

Технология бесцентрового вращения. Более эффективным является отечественный метод центробежного распыления по схеме бесцентрового вращения заготовки в установке ВГУ-2 [13]. Схема такой установки приведена на рис. 5.

Основной идеей этой технологии является использование принципа гироскопа — способности быстровращающегося тела сохранять свое положение в пространстве. В этом случае отпадает необходимость в жестком закреплении электрода, которое используют в американских установках метода ВЭП. Свободнолежащая на приводных валках заготовка — электрод тем устойчивее, чем выше скорость ее вращения. Даже при наличии небольших неровностей на поверхности электрода и вызванного этим несовпадения геометрического и фактического центров тяжести вращающийся электрод сам "находит" равновесное положение в простран-

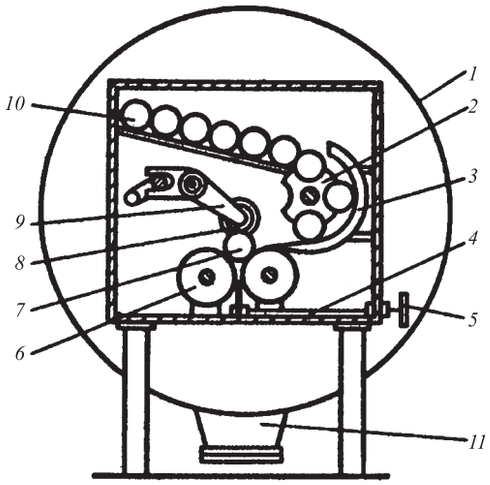


Рис. 5. Схематический разрез установки ВГУ-2:

1 — корпус; *2*, *3* — механизм подачи заготовок; *4* — станина; *5* — регулятор зазора между опорными валками; *6* — опорные валки; *7* — распыляемая заготовка; *8* — ведущий ролик; *9* — толкатель; *10* — магазин на девять заготовок; *11* — бункер для выгрузки порошка

zp815.indd 39 29.07.2015 16:00:31

стве. При высокой скорости вращения электрод "парит" в пространстве между валками, соприкасаясь с ними в отдельных точках.

Установка ВГУ-2 снабжена магазинным устройством, вмещающем 10 электродов. По ходу процесса возможно проведение сварки следующего электрода с огарком предыдущего, чем обеспечивается практически безотходное производство. Наличие разницы в диаметрах электрода и опорных валков, скорость вращения которых значительно ниже, чем у электрода, снижает нагрузку на подшипники. Эта же конструктивная особенность установки ВГУ-2 позволяет при необходимости существенно увеличить скорость вращения электродов для получения более мелких фракций порошка.

Наличие шлюзовых устройств обеспечивает загрузку электродов и выгрузку порошка без разгерметизации установки. Это дает большую экономию в расходе гелия и повышает степень чистоты порошка по кислороду и азоту. Возможность снизить требования к качеству поверхности и точности размеров расходуемых электродов существенно удешевляет процесс.

Технология центробежного распыления с жидкой средой охлаждения. В ОАО "Центральный научно-исследовательский институт материалов" (ЦНИИМ) (г. Санкт-Петербург), начиная с 1980-х годов, разрабатывают оборудование и технологию центробежного распыления с охлаждением частиц в жидкой среде. На рис. 6 показана технологическая схема первой опытной установки для центробежного распыления [14].

Процесс распыления осуществляется следующим образом. В сборник порошка заливается охлаждающая жидкость. Камера установки герметизируется, для чего в донной части литейной воронки устанавливается проплавляемая прокладка из фольги или тонкой жести. Материал прокладки — тот же, что и распыляемый расплав. Затем камера вакуумируется и при необходимости заполняется инертным газом. Перед распылением литейная воронка нагревается газовой горелкой. После завершения подготовительных операций включаются приводы вращения сборника порошка и стакана-распылителя. Затем жидкий металл заливается в литейную воронку. После проплавления прокладки струя расплава попадает в стакан, а распыленные частицы — в сборник с охлаждающей жидкостью.

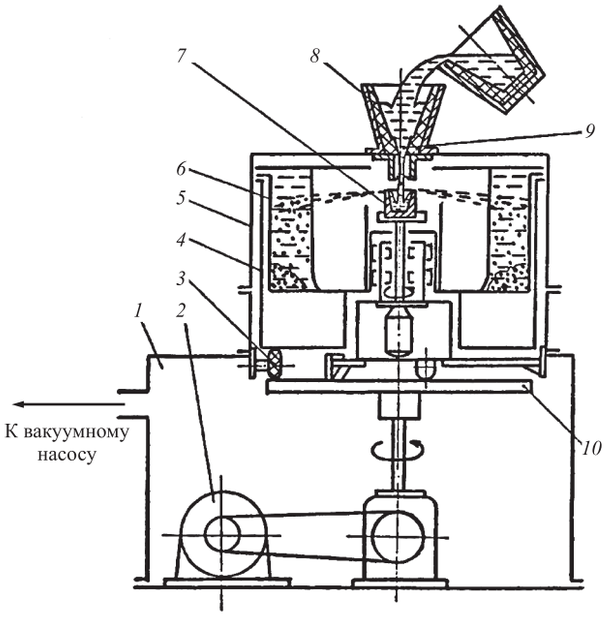


Рис. 6. Опытная установка центробежного распыления (а.с. № 624724):

1 — вакуумная камера; *2* — электропривод центробежного стола; *3* — обрезиненный ролик; *4* — бак; *5* — защитный кожух; *6* — бункер с охлаждающей жидкостью; *7* — стакан с электроприводом; *8* — литейная воронка; *9* — металлопровод; *10* — центробежный стол

В опытной установке получали порошки инструментальных и конструкционных сталей, чугунов, никелевых, медных и алюминиевых сплавов. В качестве охлаждающих жидкостей применяли воду и вакуумное масло с низкой упругостью пара. При использовании такого масла процесс распыления можно вести в вакууме. В тех случаях, когда охлаждающей жидкостью была вода, камеру установки после вакуумирования заполняли азотом. Объем воды 100 л позволяет получить за одну плавку 20 кг стального порошка (без кипения воды). Средний размер частиц порошка при скорости вращения стакана-распылителя 3000 об/мин составил 400 мкм.

ОАО "Обуховский завод" (г. Санкт-Петербург) совместно с ОАО "ЦНИИМ" спроектировал и изготовил опытно-промышленную вакуумную установку центробежного распыления (рис. 7).

Установка включает в себя вакуумную индукционную печь ИСВ-004, которая смонтирована на раме, приподнятой над полом цеха на 1,2 м. Под печью на тележке, перемещающейся по рельсам, смонтировано центробежное устройство, которое с помощью подвиж-

zp815.indd 40 29.07.2015 16:00:31

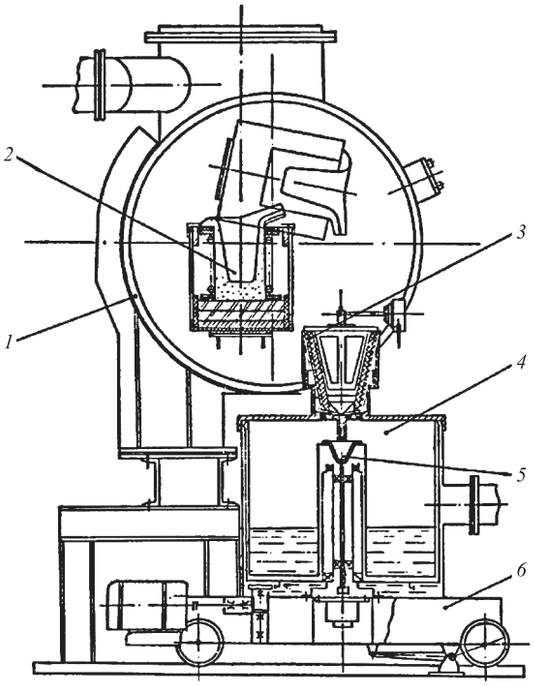


Рис. 7. Вакуумная установка центробежного распыления (а.с. № 929712):

1 — камера плавильной печи; *2* — тигель; *3* — литейная воронка; *4* — бак с охлаждающей жидкостью; *5* — стакан-распылитель; *6* — тележка

ной герметичной крышки соединено с заливочной воронкой, установленной в камере вакуумной печи.

Плавка металла в печи ИСВ-004 проводится по общепринятой для вакуумных индукционных печей технологии. После расплавления и перегрева жидкий металл через заливочную воронку подается в устройство для центробежного распыления. По завершении процесса распыления осуществляются разгерметизация установки и расстыковка вакуумной печи и центробежного устройства, которое откатывается к грузоподъемному механизму для выгрузки охлаждающей жидкости и порошка.

При освоении технологии изготовления порошков быстрорежущей стали расплав распыляли, варьируя скорость вращения стакана от 1500 до 6000 об/мин, при расходе металла 0,5 кг/с и перегреве над ликвидусом 150 °С. В качестве охлаждающей жидкости применяли вакуумное масло ВМ1. Масса распыляемой за одну плавку стали составляла ~40 кг при объеме охлаждающей жидкости 160 л. В зависимости от скорости вращения средний размер порошковых частиц изменялся от 600 до 200 мкм (рис. 8).

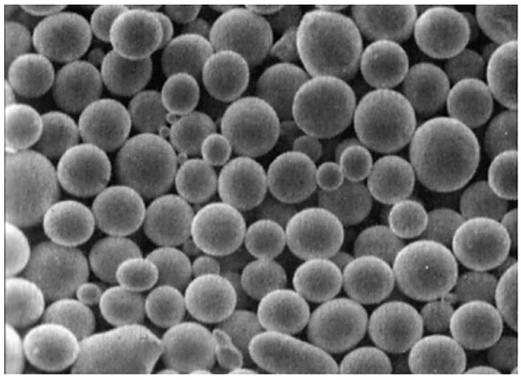


Рис. 8. Порошок быстрорежущей стали, изготовленный способом центробежного распыления. ×100

В установке получали также опытные партии порошков медных и никелевых сплавов. Плавка в вакууме и затвердевание частиц в минеральном масле позволяют получать порошки, содержащие менее 0,01 % мас. кислорода. Пленку масла с поверхности порошка удаляли промывкой в фреоновой жидкости "Хладон-113".

ОАО "ЦНИИМ" и Санкт-Петербургский политехнический университет разработали эскизный проект промышленной установки центробежного распыления, схема которой показана на рис. 9.

Конструкция установки позволяет вести высокопроизводительный процесс распыления в непрерывном режиме. Это значительно снижа-

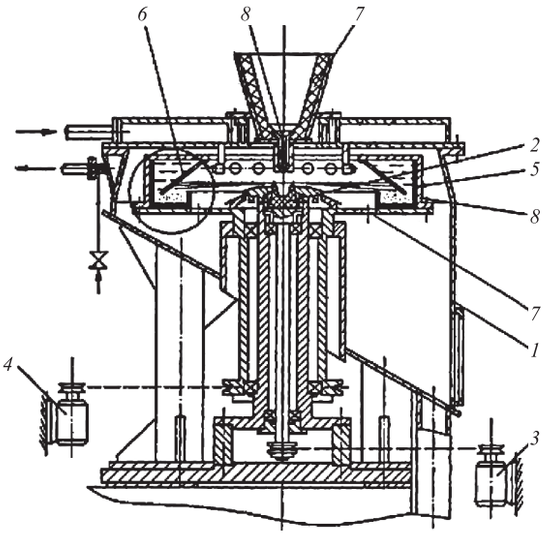
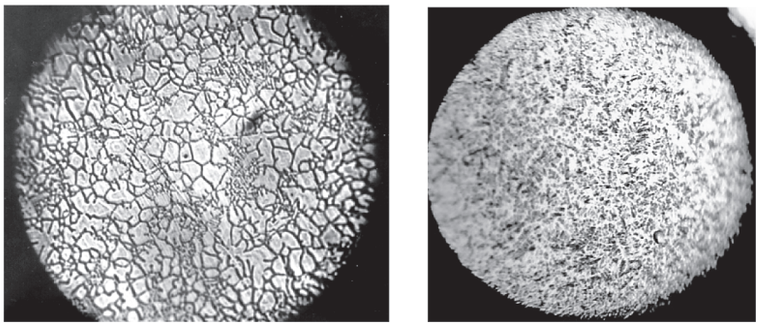


Рис. 9. Эскизный проект промышленной установки. Основные узлы установки:

1 — камера; *2* — стакан-распылитель; *3*, *4* — приводы вращения стакана и сборника соответственно; *5* — сборник порошка с охлаждающей жидкостью; *6* — съемный медный экран; *7* — заливочная воронка; *8* — калиброванная кварцевая трубка

zp815.indd 41 29.07.2015 16:00:31



а) *б)*

Рис. 10. Микроструктура порошковых частиц быстрорежущей стали диаметром ~50 мкм после охлаждения в азоте (*а*) и воде (*б*)

ет стоимость металлургического передела и приближает себестоимость порошка к себестоимости слитка.

Важным преимуществом установки центробежного распыления с жидкой средой охлаждения по сравнению с газовыми установками является возможность полной очистки внутренней полости установки от порошка. В одной и той же установке можно производить порошки разных по химическому составу сплавов без засорения порошка посторонними металлическими включениями. Установка центробежного распыления запатентована в РФ (пат. № 79817). На международных выставках в Нюрнберге и Варшаве (2011 г.) проект установки отмечен золотыми медалями.

Заключение. Метод центробежного распыления, в котором применена жидкая среда охлаждения в сочетании с холодным экраном, реализованный в предлагаемой установке, позволяет получать порошки с особо дисперсной структурой.

На рис. 10 сопоставлены микроструктуры одинаковых по размеру порошковых частиц быстрорежущей стали, изготовленных способами газового распыления (охлаждение в газе) и центробежного распыления (охлаждение в воде).

Скорость охлаждения таких частиц в газе примерно 10^4 К/с, тогда как в воде — 10^5 К/с. Еще более высокая скорость охлаждения (около 10^6 К/с) реализуется при формировании порошков-чешуек на холодном медном экране. Повышение скорости охлаждения на 1—2 порядка уменьшает размер зерна порошковых частиц соответственно в 3—10 раз. Столь значительное увеличение дисперсности микроструктуры открывает новые перспективы повышения механических и функциональных свойств металлических сплавов из распыленных порошков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кокорин В.Н., Рудской А.И., Кондратьев С.Ю. и др.** Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. 236 с.
2. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю, Кокорин В.Н.** Прессование гетерофазных увлажненных порошковых металлических смесей для повышения качества высокоплотных заготовок с использованием метода интенсивного уплотнения // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 6. С. 12—16.
3. **Рудской А.И., Кокорин В.Н., Кондратьев С.Ю. и др.** Прессование гетерофазных увлажненных железных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 5 (23). С. 13—20.
4. **Исследование** процесса уплотнения при ультразвуковом воздействии на увлажненную порошковую среду / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, В.Н. Кокорин, Н.А. Сизов // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 3 (178). С. 148—155.
5. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40—45.
6. **Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.
7. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11—16.
8. **Рудской А.И., Рыбин Ю.И., Цеменко В.Н.** Теория и моделирование процессов деформирования порошковых и пористых материалов. СПб.: Наука, 2012. 416 с.
9. **Гиршов В.Л.** Процессы порошковой металлургии. СПб.: СПбГПУ, 2003. 113 с.
10. **Raju K., Ojha S.N., Harsha A.P.** Spray forming of aluminium alloys and its composites: an overview // Journal of materials science. 2008. № 8. P. 2509—2521.
11. **Liu J.X., Yu Q.B., Qin Q.** Numerical study on film disintegration by centrifugal atomization using rotating cup // Powder Metallurgy. 2013. Vol. 56. № 4. P. 288—294.
12. **German R.M.** Powder Metallurgy. Princeton. USA: Science, 1994. 472 p.
13. **Глазунов С.Г., Борзецовская К.М.** Порошковая металлургия титановых сплавов. М.: Металлургия, 1989. 136 с.
14. **Гиршов В.Л., Сигачев Ю.Н., Анастасиади Г.П. и др.** Центробежное распыление металлических расплавов // Получение, свойства и применение распыленных металлических порошков. Киев: Наукова думка, 1982. С. 21—23.

Алексей Александрович Абрамов, д-р техн. наук;
Владимир Леонидович Гиршов, д-р техн. наук;
Валерий Николаевич Цеменко, д-р техн. наук,
plast-ftim@mail.ru

zp815.indd 42 29.07.2015 16:00:31

УДК 621.78.01-621.789

Ю.А. Быков, М.В. Унчикова, С.А. Пахомова, А.С. Помельникова, В.И. Силаева
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Методика выбора материала и технологии термической обработки деталей машиностроения

Приведены рекомендации для разработки рабочей методики выбора материала и технологии упрочнения деталей машин. Выбор материала детали необходимо осуществлять на основе системного анализа критериев прочности, надежности и долговечности. Разработка технологии термической обработки должна быть выполнена комплексно, с учетом экономических и экологических факторов, т.е. технология должна включать в себя объемную термическую обработку и обработку поверхности детали.

Ключевые слова: конструкционные детали; детали машин; выбор материала; технология; термическая обработка; обработка поверхности.

The recommendations for the development of the working methods of the selection of material and technology of hardening of machine parts are presented. The selection of material should be based on system analysis criteria for strength, reliability and durability. Development of the technology of heat treatment shall be carried out in integrated manner, taking into account economic and environmental factors, i.e. the technology must include both heat treatment and surface hardening.

Keywords: structural parts; machine parts; selection of material; technology; heat treatment; surface hardening.

Введение. Постоянно повышающиеся требования к экономичности, массогабаритным показателям, надежности и ресурсу работы деталей машин определяют актуальность и необходимость определения правильного подхода к выбору материала и способа его упрочнения.

Единых принципов при выборе материала пока не разработано, но в любом случае необходимо учитывать назначение детали, характер силовых и физико-химических воздействий, определяющих требуемый уровень прочности, надежности и долговечности.

Условия эксплуатации бывают специфичными, например низкие или высокие температуры, агрессивные химические среды, знакопеременные циклические нагрузки, особые условия трения и т.д., причем часто материалы работают при одновременном воздействии перечисленных выше факторов. Поэтому требуется всестороннее рассмотрение условий работы и проведение ранжирования факторов, воздействующих на материал, по степени их влияния на надежность машины или механизма.

Уровень эксплуатационных свойств деталей машиностроительной и других отраслей промышленности обеспечивается химическим составом материала и технологией термической обработки. Выбор материала является процессом поиска оптимального компромиссного решения, принимаемого по результатам сравнительного анализа возможных групп материалов, удовлетворяющих предъявляемым требованиям.

Свойства материалов могут быть существенным образом улучшены термической (ХО) или химико-термической обработкой (ХТО), применением закалки с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ), поверхностным наклепом, лазерной наплавкой сплавов, нанесением покрытий с использованием различных методов осаждения и других технологических операций. Известно, что состояние поверхности существенным образом влияет на срок службы деталей.

Таким образом, крайне важен комплексный подход к выбору материала и технологии его обработки. В литературе отсутствуют рекомендации по проектированию подобных технологических процессов.

Цель работы состояла в создании рабочей методики выбора материала и технологии упрочнения деталей машин, обеспечивающей требуемый, исходя из условий их эксплуатации, уровень свойств. Методика может быть также использована в учебном процессе при подготовке специалистов в области "Материаловедение в машиностроении".

Научная новизна статьи заключается в комплексном подходе к выбору материала и технологии упрочнения деталей машиностроения,

zp815.indd 43 29.07.2015 16:00:32

которая включает в себя объемную термическую обработку и обработку поверхности.

Исходные сведения для выполнения работы

Выполнение работы начинается с получения конкретного задания на выбор материала детали и разработку технологии ее термической обработки, обеспечивающих требуемый, исходя из условий эксплуатации, уровень свойств.

Выполнение работы осуществляется последовательно, в несколько этапов, отражаемых в пояснительной записке. При оформлении пояснительной записки должны выполняться определенные требования (ссылки на литературу в тексте, подписи к рисункам, таблицам, обозначения, источники в списке литературы, расположение текста и рисунков и т.д.) в соответствии с ГОСТом. В качестве примера можно ориентироваться на оформление современной технической литературы. Следует особо обратить внимание на указание единицы величин, которые должны быть приведены в системе единиц (СИ).

В тексте указывают характер приводимых зависимостей и дают их объяснение с точки зрения структурного состояния материала. Например, обосновывается выбор температуры отпуска детали, обеспечивающей требуемое значение твердости.

Пояснительная записка включает в себя титульный лист, аннотацию, оглавление, исходные сведения, основную часть, список литературы и приложения.

Исходные сведения включают в себя:

- задание на выполнение работы с указанием детали, например, "Выбрать материал и разработать технологию термической обработки шестерни автомобиля";
- рабочий чертеж детали (инструмента) с указанием габаритных размеров, которые существенны для операций термической обработки;
- назначение детали, условия ее работы, выполняемые функции, уровень и характер нагрузок, сведения о температурном режиме, рабочей среде и т.д.

В результате анализа условий работы детали (нагрузки и их характер, скорости, рабочие температуры, окружающая среда и т.д.) должны быть сформированы требования к свойствам материала. Для этой цели используются характеристики, задаваемые заводскими технологическими условиями на изготовление детали: твердость, прочность, прокаливаемость, глубина цементованного или азотированного слоя и т.д. Эти сведения могут быть дополнены данными, полученными при изучении технической литературы.

Требования к материалу детали должны в максимальной степени иметь количественные выражения. В том случае, когда они отсутствуют, необходимо дать их качественную характеристику. Например, материал должен иметь: высокую коррозионную стойкость, теплостойкость, износостойкость, радиационную стойкость и т.д.

Методика выбора марки материала и способа термической обработки

Обоснование выбора химического состава материала. Проводят анализ технической литературы и других источников информации, например [1—8], в целях выбора марки материала, соответствующего для него способа обработки.

Исходя из назначения детали и условий ее работы, определяют класс материалов, или класс способов обработки, в пределах которого следует осуществлять поиск. Классификация материалов широко представлена в [1, 2] и может иметь общий характер. Например, конструкционные материалы, материалы криогенной техники, авиационные материалы и т.д. Однако предпочтительнее пользоваться более частной классификацией материалов или способов обработки: шарикоподшипниковые, штамповые для холодной и горячей обработок, быстрорежущие, рессорно-пружинные, износостойкие для тяжелых условий работы, жаропрочные, ХТО, напыление покрытий и т.д.

Каждый класс содержит сведения о химическом составе материалов, способе обработки и свойствах. Из этой группы материалов с соответствующим способом обработки выбирают те, которые можно рассматривать для изготовления данной детали.

Составляют таблицу, включающую в себя марки материалов, способы их обработки и соответствующие им механические и при необходимости технологические, физико-химические свойства, а также показатели экономичности, экологичности и т.п.

zp815.indd 44 29.07.2015 16:00:32

1. Способы упрочнения авиационного зубчатого колеса

Способ поверхностного упрочнения	Марка стали	Виды ХТО и ТО	$\sigma_в$	$\sigma_в$ при изгибе, МПа	Твердость поверхности/сердцевины, HRC	Толщина слоя h, мм	Ударная вязкость, МДж/м^2	Примечание
Цементация	12Х2Н4А	Цементация + закалка + низкий отпуск	⩽1080	1756...2150	58...62 / 30...42	0,5...2,0	4,2	Оптимальная обработка
Азотирование	38ХМЮА	Закалка + высокий отпуск + азотирование	⩽1050	1300	900...1000 HV / 24...40	0,1...0,5	—	Не достигается необходимая толщина слоя
Нитроцементация	25ХГМ	Нитроцементация + закалка + низкий отпуск	⩽1280	1715...2150	60...65 / 30...42	0,6...1,0	2,2...2,5	Оптимальная обработка

2. Матрица оптимизации

Марка материала	$\sigma_в$, МПа		δ, %		Твердость, НВ		KCU, МДж/м^2		Сумма баллов ΣK_iX_i	Итоговое место
	K_1	X_1	K_2	X_2	K_3	X_3	K_4	X_4		

Обозначения: X_i — оценка свойства по пятибалльной системе; K_i — весовые коэффициенты; K_iX_i — уровень свойства в баллах с учетом весового коэффициента; ΣK_iX_i — сумма K_iX_i по всем свойствам одной марки сплава в баллах.

Дают оценку каждой марки материалов, по какой причине она не удовлетворяет тем или иным условиям, например, "не соответствует требованиям температуры", "не соответствует уровню коррозионной стойкости", "уступает по прочности классу..." и т.д.

Результаты могут быть представлены, как это показано для зубчатого колеса, в табл. 1.

Выбор марки стали или сплава из оставшейся группы материалов целесообразно проводить с помощью матрицы оптимизации (табл. 2). Последовательность выбора марки материала является следующей:

1. В таблице (матрице оптимизации) указать свойства X_1, X_2, X_n, которые для каждого сплава необходимо оценить по пятибалльной шкале (чем выше уровень свойства, тем выше балл) и указать в зависимости от значимости весовой коэффициент K_i. Сумма всех весовых коэффициентов должна быть равна единице: $K_1 + K_2 + ... + K_n = 1$.

2. Для каждого материала определить сумму: ΣKX.

3. В соответствии с суммой баллов каждой марке материала присвоить приоритетное место. Сплав, получивший максимальное количество баллов, рекомендуется для изготовления детали.

Пример матрицы оптимизации выбора стали для колец подшипника приведен в табл. 3.

Для обоснования выбора химического состава материала приводят графики и гистограммы, представляющие зависимости "содержание легирующего элемента — свойства".

В заключение указывают выбранную марку материала, способ ее обработки и соответствующий ей комплекс свойств.

Разработка технологии термической обработки детали. На этом этапе определяют место всех способов термической обработки (отжиг, нормализация, закалка и т.д.) в общем цикле изготовления детали.

Далее дают обоснование необходимости использования тех или иных способов термической обработки, применяемых на различных этапах маршрута изготовления детали.

Разработка предварительной и окончательной технологии термической обработки включает в себя: определение температурно-временного режима, выбор сред нагрева и охлажде-

zp815.indd 45 29.07.2015 16:00:32

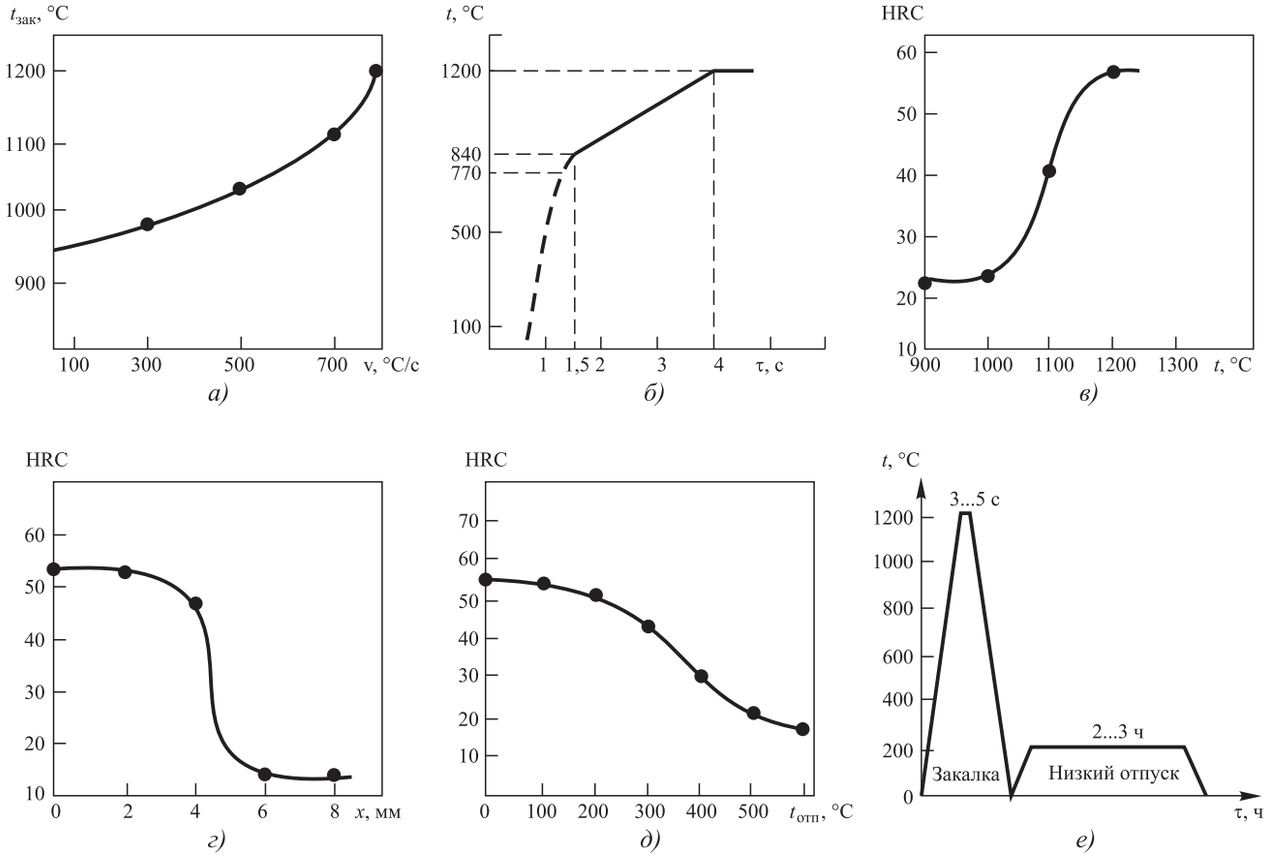
3. Пример матрицы оптимизации для выбора марки материала (широкоподшипниковые стали)

Марка стали	$\sigma_в$, МПа		σ_{-1}, МПа		Твердость, НВ		Прокаливаемость, мм		Сумма баллов $\Sigma K_i X_i$	Итоговое место
	K_1	X_1	K_2	X_2	K_3	X_3	K_4	X_4		
ШХ4	0,2	1	0,1	3	0,3	2	0,4	1	1,5	4
ШХ15	0,2	3	0,1	3	0,3	3	0,4	2	2,6	3
ШХ15СГ	0,2	4	0,1	4	0,3	4	0,4	4	4,0	2
ШХ20СГ	0,2	5	0,1	5	0,3	5	0,4	5	5,0	1

ния, а например, для химико-термической обработки — состава насыщающей среды.

Выбор по данным технической литературы температурных и временных режимов термической обработки предпочтительно осуществлять, используя графический материал (см. рисунок). Для этого необходимо иметь зависимости типа: "температура — свойство", "время процесса — свойство", "скорость охлаждения — свойство", "температура — толщина диффузионного слоя" и т.п.

При отсутствии таких зависимостей следует использовать номограммы, табличные данные или приводить значения параметров термической обработки по рекомендациям справочников. Для всех графических зависимостей дать объяснение наблюдаемым закономерностям. Указать рациональные режимы термической обработки, обеспечивающие требуемый уровень свойств. В итоге должна быть составлена таблица "Технологическая карта проведения термической обработки" и дана графическая



Пример обоснования режима термической обработки (закалки ТВЧ с последующим низким отпуском) стали 40Х13:

а — зависимость температуры закалки от скорости нагрева; *б* — кривая высокочастотного нагрева стали; *в* — зависимость твердости стали от температуры нагрева под закалку; *г* — распределение твердости по сечению после низкого отпуска; *д* — влияние температуры отпуска на твердость стали; *е* — график термической обработки

zp815.indd 46 29.07.2015 16:00:32

4. Технологическая карта термической обработки партии деталей (шестерен)

№ п/п	Операция	Оборудование	Режим		Условия выполнения операции или результат
			t, °С	τ, ч	
1	Нормализация заготовок с образцом	Электропечь ГЗ-40	1090 ± 10	2 ± 0,25	Охлаждение на воздухе
2	Высокий отпуск заготовок с образцом	Электропечь ГЗ-41	690 ± 10	4 ± 0,25	
3	Закалка деталей	Электропечь ГЗ-40	1100 ± 10	2 ± 0,25	Охлаждение в масле не менее 20 мин, далее на воздухе
4	Отпуск	Электропечь ГЗ-41	680 ± 20	2 ± 0,25	Охлаждение на воздухе
5	Стабилизирующий отпуск		650 ± 20	6 ± 0,25	
6	Химическое никелирование	Специальное оборудование	20	1,5	Защита неазотируемых поверхностей
7	Азотирование с хлористым аммонием деталей и образцов-свидетелей	Шахтная печь (США 6.6/70)	580 ± 10	35...50	Глубина слоя 0,15...0,35 мм, твердость азотированной поверхности 900...1000 HV
8	Контроль	Микротвердомер	20	0,5	Глубина слоя и твердость по Виккерсу на образцах-свидетелях

иллюстрация рекомендуемых режимов предварительной и окончательной термической обработки.

Технологическая карта должна включать в себя перечень технологических операций термической обработки в последовательности их осуществления. В карте указывают температуру, продолжительность нагрева, время выдержки при температуре, среду нагрева и охлаждения. Приводят сопутствующие операции (промывка, правка, измерение твердости и т.д.). Желательно указывать типы оборудования для термической обработки и аппаратуры для оценки качества. Один из вариантов технологической карты приведен в табл. 4.

Заключение

Разработанная на основе комплексного подхода рабочая методика выбора материала и технологии упрочнения обеспечивает свойства деталей машин и инструмента, требуемые, исходя из условий их эксплуатации.

Комплексный подход к разработке технологии упрочнения деталей машиностроения, включающей в себя объемную термическую обработку и обработку поверхности, позволит повысить качество выполняемых в этом направлении работ и снизить затраты на технологическое оборудование.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Справочник** по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов, Т.В. Соловьева, С.А. Герасимов и др.; под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 640 с.

2. **Марочник** сталей и сплавов / под ред. В.Г. Сорокина. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 608 с.

3. **Металловедение** и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т. / М.Л. Бернштейн, Т.В. Курдюмов, В.С. Меськин и др.; под общ. ред. А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. М.: Интермет Инжиниринг, 2004—2007. 2136 с.

4. **Тарасенко Л.В.** Жаропрочные никелевые литейные сплавы равноосной кристаллизации: учеб. пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 48 с.

5. **Сайт** по тематике материаловедения и термической обработки. Образовательный ресурс. Режим доступа: http://www.materialscience.ru/

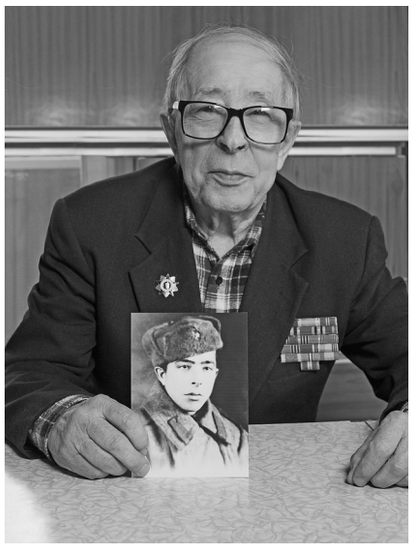
6. **Модифицирование** сплавов: разработка, внедрение, технический аудит. Металловедение. Металлургия. Исследовательский центр "Модификатор". Режим доступа: http://www.modificator.ru/

7. **Metals & Materials** Society (TMS) — Accessed March 2007. — at The Minerals,. Режим доступа: http://www.materialmoments.org/top100.html/

8. **Materials** science at DMOZ. Режим доступа: https://www.dmoz.org/Science/Technology/Materials.

Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук,
pahom_sv@mail.ru;
Марина Васильевна Унчикова, канд. техн. наук;
Светлана Альбертовна Пахомова, канд. техн. наук;
Алла Сергеевна Помельникова, д-р техн. наук;
Вера Ивановна Силаева, канд. техн. наук

zp815.indd 47 29.07.2015 16:00:32



Поздравляем

Энгеля Федоровича Богданова,
д-ра техн. наук, профессора
с 90-летием!

Э.Ф. Богданов родился 9 июля 1925 г. в городе Новгороде в семье военного. Великую Отечественную войну встретил в городе Каунасе, где успел закончить 8 классов. В эвакуации в городе Уфе бросил школу и пошел работать на моторный завод фрезеровщиком. С 1944 г. воевал на 2-м Украинском фронте, был тяжело ранен. После демобилизации закончил среднюю школу и поступил в МВТУ им. Н.Э. Баумана. В 1954 г. закончил МВТУ им. Н.Э. Баумана и был оставлен на кафедре “Обработка металлов давлением”, на которой проработал до 2011 г.

После защиты кандидатской диссертации по расчету и оптимизации цилиндров гидравлических прессов Э.Ф. Богданов начал читать курсы лекций "Кузнечно-штамповочное оборудование" и "Нагрев металлов и нагревательные устройства".

Главный период научной деятельности Энгеля Федоровича связан с разработкой математической модели функционирования системы главного привода кривошипных прессов при штамповке одиночными ходами и методики оптимизации электропривода.

Для завода "Воронежтяжмехпресс" была проведена оптимизация параметров электропривода (момента инерции маховика и мощности электродвигателя) всей гаммы горячештамповочных прессов силой до 125 МН. Например, мощность привода без уменьшения производительности пресса силой 25 МН была снижена со 125 до 90 кВт. Таких прессов только за 15 лет было выпущено более 150, из них каждый третий — на экспорт. У кривошипных горячештамповочных процессовсилой 125 МН мощность привода была уменьшена на 23 %. У всех прессов было значительно снижено потребление электроэнергии и повышен общий КПД. По результатам этих исследований в 1985 г. Энгель Федорович защитил докторскую диссертацию и ему было присвоено звание профессора.

Важные для теории и практики результаты были получены Э.Ф. Богдановым при исследовании переходных процессов при включении фрикционных устройств кривошипных прессов. Были созданы методики проектировочного расчета основных параметров фрикционных муфт различных типов. Работа над курсом лекций "Нагрев металлов и нагревательные устройства" побудила к разработке системы взаимозависимых теплотехнических показателей нагревательных печей для определения оптимальных вариантов их конструкций на ранних стадиях проектирования.

Энгель Федорович опубликовал более 100 научных и методических работ.

Э.Ф. Богданов награжден орденом Отечественной войны I степени и многими медалями.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Энгелю Федоровичу крепкого здоровья, творческих успехов и благополучия!

ООО "Издательство "**Инновационное Машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 08.06.2015. Подписано в печать 27.07.2015. 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.

zp815.indd 48 29.07.2015 16:00:32