ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 16 № 9 сентябрь 2018

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

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

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Использование установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для улучшения качества листов из стали для сварных труб 387
Малютин К.В., Овчинников В.В. Влияние дефектов на долговечность износостойких покрытий, выполненных аргонодуговой наплавкой на сталь ВНЛ-3 391

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко В.Ю., Поляков А.О. Область рационального использования метода сжатия для получения кольцевых деталей 397
Воронцов А.Л., Карпов С.М. Повышение адекватности моделирования процессов обработки давлением путем учета упругих деформаций инструмента. 1. Выдавливание стаканов из упрочняющегося материала 401

Прокатно-волочильное производство

Шинкаревич Ю.П., Минязева Л.Х. Применение фазохронометрического метода для оценки технического состояния прокатного оборудования 409

Материаловедение и новые материалы

Скачков О.А., Дроздов А.А., Березина Т.А., Поварова К.Б., Морозов А.Е., Пожаров С.В., Карпухин С.Д. Порошковые сплавы FeCrAl и NiAl. II. Механоактивация порошков 416

Информация

Семенов К.Г., Батышев К.А., Чернов В.В. Анализ легирующих элементов для синтеза низколегированных сплавов на основе меди 423
Саранин Л.Г., Маленко П.И., Захаров С.К., Белов Д.Б. Сравнительный анализ определения химического состава сплавов на основе черных и цветных металлов оптико-эмиссионным методом и методом химического анализа 426

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2018

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 16 № 9 September 2018

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Shevelev M.M. Use of combined continuous casting and deformation installation to improve of quality of steel sheets for welded pipes 387
Malyutin K.V., Ovchinnikov V.V. Influence of defects on durability of wear-resistant coatings obtained by argon-arc welding on steel VNL-3 391

Forging and Stamping Production

Lavrinenko V.Yu., Polyakov A.O. Area of rational usage of compression method for obtaining of rings 397
Vorontsov A.L., Karpov S.M. Improvement of adequacy of plastic working processes by accounting of elastic deformations of tool. 1. Extraction of cups from strain-hardening material 401

Rolling and Drawing Production

Shinkarevich Yu.P., Minyazeva L.Kh. Application of phase-chronometric method for assessing of technical condition of rolling equipment 409

Physical Metallurgy and New Materials

Skachkov O.A., Drozdov A.A., Berezina T.A., Povarova K.B., Morozov A.E., Pozharov S.V., Karpukhin S.D. Powder alloys FeCrAl and NiAl. II. Mechanoactivation of powders 416

Information

Semenov K.G., Batyshev K.A., Chernov V.V. Analysis of alloying elements for synthesis of low-alloy alloys based on copper 423
Saranin L.G., Malenko P.I., Zakharov S.K., Belov D.B. Comparative analysis for determination of chemical composition of alloys based on ferrous and non-ferrous metals by optical-emission method and chemical analysis 426

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2018

УДК 621.746+621.771

О.С. Лехов, А.В. Михалев, М.М. Шевелев
(Российский государственный профессионально-педагогический университет, г. Екатеринбург)

Использование установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для улучшения качества листов из стали для сварных труб

Описана технология совмещенного процесса непрерывного литья и деформации с позиции улучшения качества листов из стали для сварных труб. Приведены результаты исследования напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при получении листов из стали.

Ключевые слова: установка; литье; деформация; очаг; сталь; напряжение; качество; сварная труба; кристаллизатор; стенка-боек; структура.

The technology of combined continuous casting and deformation from the position of improving of quality of steel sheets for welded pipes is described. The study results of stress-strain state of metal in deformation zone at obtaining of sheets from steel.

Keywords: plant; casting; deformation; focus; steel; tension; quality; welded pipe; crystallizer; wall-anvil; structure.

На современном этапе развития металлургии все большее распространение получают совмещенные процессы непрерывного литья и деформации, позволяющие получать тонкие слябы и готовый толстый лист из стали. Разработка и внедрение таких процессов позволяют существенно снизить энергоемкость технологических процессов, капитальные и эксплуатационные затраты и улучшить качество стальных листов для сварных труб.

Для современной технологии толстолистовой прокатки характерными дефектами являются разнозернистость по высоте проката, строчечная структура ликватов и неметаллических включений. Эти дефекты снижают прочностные характеристики металла толстолистового проката, что может привести к разрушению магистральных нефте- и газопроводов [1].

В связи с этим актуальны задача повышения степени однородности деформации по высоте непрерывно-литого сляба и формирование однородной и мелкозернистой структуры толстолистового проката для сварных труб. Для этой цели необходимо увеличивать обжатия за проход, что практически невозможно осуществить, поскольку степень деформации за проход при толстолистовой прокатке, в частности на стане 5000, составляет 10...15 %.

За рубежом совмещение процессов непрерывного литья и прокатки осуществляют на машинах непрерывного литья тонких слябов [2]. На установке непрерывного литья фирмы "Маннесман-Демаг" (Германия) выходящий из кристаллизатора сляб толщиной 60 мм с жидкой фазой обжимается двумя парами роликов зоны вторичного охлаждения до

толщины 15 мм, что позволяет сократить число клетей для последующей прокатки. В процессе разливки в сочетании с обжатием тонких слябов из низкоуглеродистой марганцовистой стали они имеют более мелкозернистую структуру металла и меньшую концентрацию в области осевой ликвации, чем в стандартном слябе толщиной 200...250 мм.

Таким образом, для улучшения качества и повышения механических свойств листов из стали для сварных труб необходимо разработать технологию, включающую разливку тонких слябов и их обжатие с высокой степенью деформации за проход и в узком температурном интервале.

Такая технология может быть реализована на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации [3, 4].

На рис. 1 представлена схема установки совмещенного процесса непрерывного литья и циклической деформации, которая состоит из кристаллизатора *1* и двух суппортов со стенками-бойками *2* и *3*. Боковые стенки разъемного кристаллизатора *4* и *5* крепятся к кристаллизатору *1*. Рабочие поверхности боковых стенок образуют в совокупности со стенками-бойками разъемный кристаллизатор. Стенки-бойки имеют специальные каналы *6* для подвода воды для гидросбива окалины.

Каждый суппорт со стенками-бойками установлен на двух эксцентриковых валах. Синхронное вращение эксцентриковых валов осуществляется от электродвигателя.

Совмещенный процесс непрерывного литья и деформации может быть разбит на четыре стадии, происходящие одновременно:

1) кристаллизация расплава металла в кристаллизаторе *1* с образованием затвердевшей оболочки *7* с жидкой фазой *8* и последующее вытягивание ее из кристаллизатора стенками-бойками и тянущими роликами;

2) формирование стенками-бойками полосы из оболочки с жидкой фазой путем сближения ее широких стенок и гибки боковых стенок;

3) циклическая деформация стенками-бойками затвердевшего металла до заданных размеров листа *9*;

4) калибровка листа для обеспечения заданной точности листа.

Рассмотрим технологические возможности установки непрерывного литья и деформации с позиции получения листов высокого качества из стали для сварных труб.

В качестве примера приведем процесс получения листа из стали 09Г2С сечением 8×2250 мм. Толщина оболочки с жидкой фазой при выходе из кристаллизатора 13 мм, а в области смыкания широких стенок оболочки 15 мм. Высота и ширина оболочки 100 и 2200 мм соответственно. Радиус сопряжения широкой и узкой стенок кристаллизатора 50 мм. Скорость вытягивания оболочки с жидкой фазой из кристаллизатора 2,5 м/мин. Подача полосы за цикл 22,7 мм. Частота вращения эксцентриковых валов 110 мин$^{-1}$.

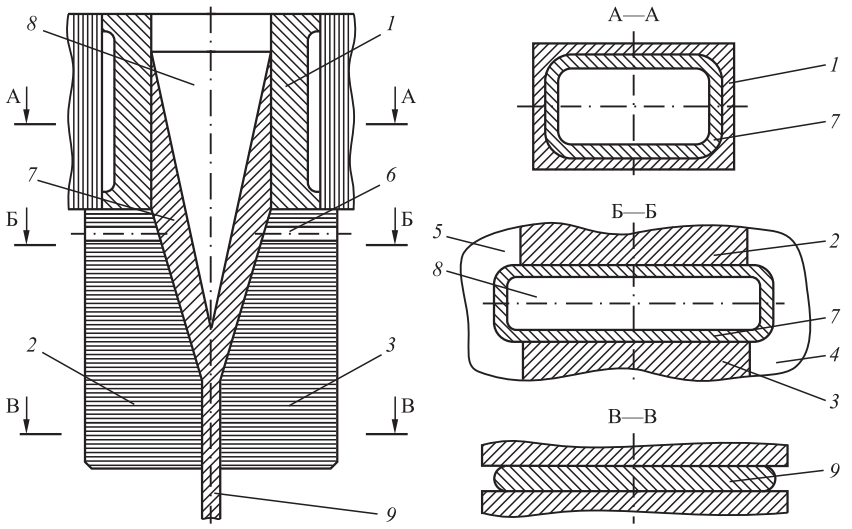


Рис. 1. Схема установки совмещенного процесса непрерывного литья и циклической деформации

Важно рассмотреть вторую стадию процесса, на которой из оболочки с жидкой фазой формируют тонкий сляб толщиной 30 мм. При периодическом сближении стенок-бойков часть жидкого металла выдавливается из конуса жидкой фазы, что способствует механическому перемешиванию расплава и ускорению процесса затвердевания металла. При этом происходит удаление из конуса жидкой фазы неметаллических включений и ликватов, т.е. формируется тонкий сляб без ликвационной осевой зоны. Это исключает образование строчечного расположения неметаллических включений и ликватов в готовом листе после дефор-

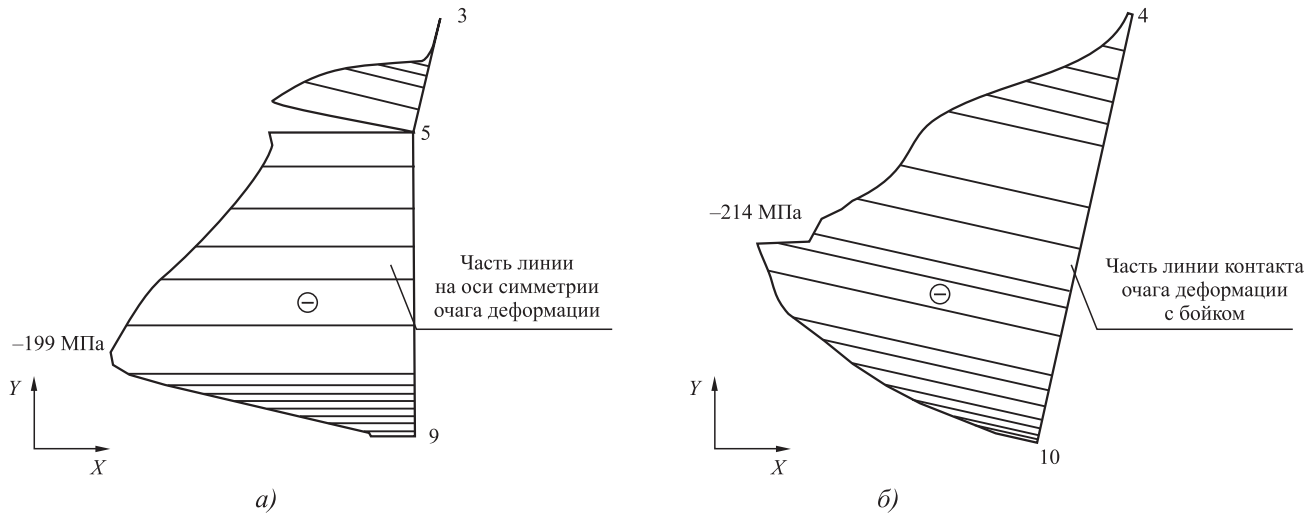


Рис. 2. Эпюры распределения напряжений по оси *OX* на оси симметрии (*а*) и на линии контакта очага деформаций со стенкой-бойком (*б*)

мации тонкого сляба стенками-бойками на третьей стадии процесса, что особенно важно для улучшения качества сварных труб.

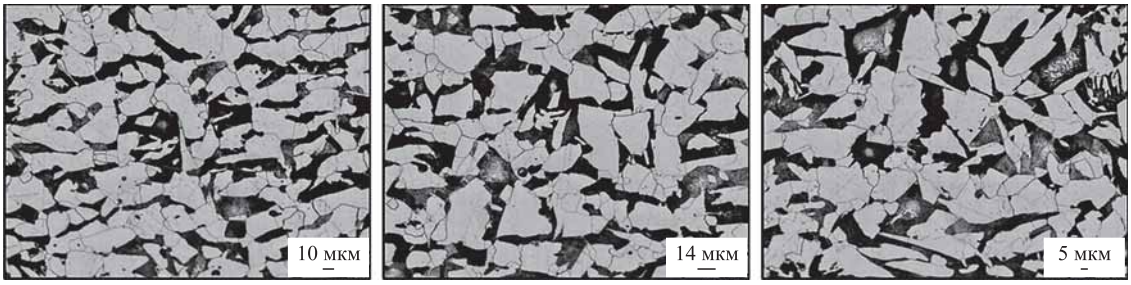
На третьей стадии процесса происходит обжатие тонкого сляба толщиной 30 мм до толщины готового листа 8 мм, при этом степень деформации за проход составляет 73 %. Здесь важно оценить напряженно-деформированное состояние металла в очаге деформации. Результаты получены решением задачи упругопластичности методом конечных элементов. Для расчета использован пакет ANSYS. На рис. 2 приведены эпюры распределения напряжений в направлении оси *OX* по оси симметрии заготовки и на линии контакта очага деформации со стенкой-бойком.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что схема напряженного состояния металла в очаге деформации с преобладанием высоких сжимающих напряжений (до –214 МПа) благоприятна для получения листов из стали высокого качества. Высокие сжимающие напряжения возникают и в осевой зоне заготовки. Такая схема напряженного состояния способствует достаточной проработке литой структуры металла по всей толщине сляба и получению мелкозернистой однородной структуры металла листов из стали для сварных труб.

Экспериментальное исследование основных параметров совмещенного процесса проводили при получении на опытной установке листа толщиной 18...20 мм из трубной стали 20 (рис. 3). Толщина тонкого сляба перед обжатием бойками 30 мм. Температура сляба, выходящего из медного кристаллизатора, 1200...1270 °С. Скорость вытягивания сляба из кристаллизатора 1,5 м/мин. Степень деформации тонкого сляба за проход 35...40 %.

Для изучения структуры листа, получаемого на установке непрерывного литья и деформации, был выполнен металлографический анализ.

Рис. 3. Установка непрерывного литья и деформации ОАО "Уральский трубный завод"



а) *б)* *в)*

Рис. 4. Структура образца (×500):
а — внешняя поверхность; *б* — середина образца; *в* — внутренняя поверхность

Микроанализ показал, что на всех образцах наблюдается характерная для стали 20 ферритоперлитная структура с усредненным соотношением объемных долей перлита и феррита 24 и 76 % соответственно (рис. 4). Образцы имеют мелкозернистое строение, причем размер зерна одинаков по всей толщине листа, что предполагает равномерное распределение и достаточно высокие механические свойства металла по сечению листа.

Таким образом, установлено, что совмещенный процесс непрерывного литья и деформации позволяет получить лист с мелкозернистой и однородной структурой металла по всему сечению листа.

Предлагаемая технология совмещенного процесса непрерывного литья и деформации исключает продольную разнотолщинность листа вследствие узкого температурного интервала деформации, поскольку получение листа из тонкого сляба осуществляется за один проход.

Технологические возможности установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации позволяют повысить качество листов из стали для сварных труб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Пьянков Д.Ш.** Конечно-элементное моделирование процесса толстолистовой прокатки // Металлург. 2015. № 2. С. 14—16.

2. **Эренберг Х.-Ю.** Литье и обжатие с разливки тонких слябов на заводе фирмы "Маннесман реренверке АГ" // Металлургическое производство и технология металлургических процессов. 1990. С. 46—56.

3. **Исследование** совмещенного процесса непрерывной разливки и циклической деформации для получения листов из стали / О.С. Лехов, Б.Н. Гузанов, И.В. Лисин, Д.Х. Билалов // Сталь. 2016. № 1. С. 59—62.

4. **Лехов О.С., Комратов Ю.С.** Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. 411 с.

Олег Степанович Лехов, д-р техн. наук,
MXLehov38@yandex.ru;
Александр Викторович Михалев;
Максим Михайлович Шевелев

УДК 669.715:621.791

К.В. Малютин, В.В. Овчинников
(Московский политехнический университет)

Влияние дефектов на долговечность износостойких покрытий, выполненных аргонодуговой наплавкой на сталь ВНЛ-3

Приведены результаты исследования влияния дефектов в наплавленном слое на долговечность наплавленных образцов из стали ВНЛ-3, работающих в условиях трения при высокой температуре нагрева до 900...1100 °С и значительных нагрузок. Показано, что напряжения в наплавленном слое выше, чем в основном материале, на 25 %. Образцы с наплавкой из материала ВХН-1 имеют бóльшую долговечность, чем с наплавкой из сплава Х25Н10В8. Существует безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавленном слое.

Ключевые слова: аргонодуговая наплавка; износостойкое покрытие; трещины; напряжения; долговечность; безопасный ресурс.

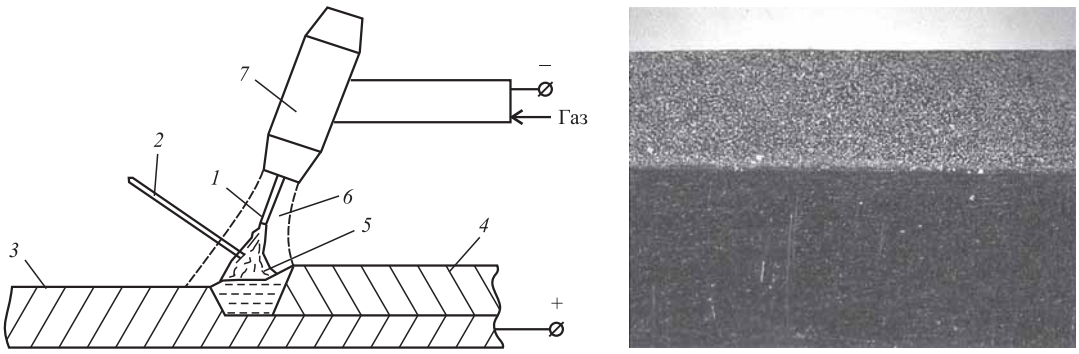
Research results of influence of defects in the deposited layer on the durability of welded steel VNL-3 samples operating in conditions of friction at high temperature up to 900...1100 °C and heavy loads are presented. It is shown that stress in the deposited layer above, than in the basic material on 25 %. Samples with from material VKhN-1 showed greater durability than padding material from alloy Kh25N10V8. There is secure resource, allowing to exploit the element with technology crack in the deposited layer.

Keywords: argon arc welding; wear-resistant coating; cracks; stress; durability; secure resource.

Введение. При изготовлении ряда конструкций из стали ВНЛ-3 (08Х14Н4М2ДЛ), работающих в условиях трения при высокой температуре нагрева до 900...1100 °С и значительных нагрузок, применяют износостойкую наплавку из сплава на основе кобальта Х25Н10В8.

Формирование износостойкого слоя выполняется ручной аргонодуговой наплавкой (рис. 1).

При нанесении износостойкого слоя примерно на 50 % изготовленных деталей образуются трещины различной длины и конфигурации. Установлено, что причиной образования трещин является неблагоприятное сочетание низкой пластичности материала наплавки и сложной формы (двойной кривизны) наплавляемой поверхности башмака. Такие трещины практически не поддаются ремонту.



а) *б)*

Рис. 1. Схема процесса ручной аргонодуговой наплавки (*а*) и макроструктура (×6) границы наплавленного слоя и основы (*б*):

1 — электрод; *2* — наплавляемый металл; *3* — основа; *4* — наплавленный слой; *5* — дуга; *6* — поток защитного газа; *7* — горелка

1. Химический состав стали ВНЛ-3, % мас.

C	S	P	Mn	Cr	W	V	Ti	Si	Ni	Nb	N	Mo	Cu
0,08	0,03	0,03	1,0	13,0...14,0	0,2	0,05	0,05	0,70	4,5...5,5	0,1	0,05	1,5...2,0	1,2...1,75

Для увеличения выхода годных деталей рассматривали два предложения:

— заменить материал наплавки на более технологичный сплав;

— допустить эксплуатацию башмака при наличии в нем трещин.

В качестве замены применяемого материала наплавки Х25Н10В8 был предложен сплав на никелевой основе — стеллит марки ВХН-1, преимуществами которого являются:

— большая, чем у сплава на основе кобальта, стойкость против образования горячих и холодных трещин;

— высокая теплостойкость (до 1100 °С) и удовлетворительная твердость (30 HRC);

— изготовление прутков для наплавки освоено промышленностью.

Цель исследований — определение начала страгивания трещины усталости при наличии уже имеющегося концентратора и определение долговечности изделий при наличии трещины.

Методика эксперимента. Испытывали образцы, имитирующие реальное изделие с наплавкой на рабочей поверхности в четырех вариантах:

А — основной материал сталь ВНЛ-3 без наплавки;

Б — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой Х25Н10В8 без трещины;

В — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой ВХН-1;

Г — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой Х25Н10В8 с трещиной.

2. Механические свойства стали ВНЛ-3

$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5, %	ψ, %	НВ
1226	883	12	35	311...415

Образцы представляют собой полосу размерами 12×27×280 мм с утолщением захватных частей до 16 мм на длине 60 мм. Толщина основного материала в зоне наплавки 8,5 мм. Длина наплавки 60 мм.

Наплавку образцов проводили ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом. Режим наплавки: ток дуги 100...110 А; число проходов 5; расход аргона 10...12 л/мин; диаметр электрода Х25Н10В8 4 мм, ВХН-1 — 6 мм. Питание дуги осуществлялось постоянным током от источника "Форсаж-315".

Наплавку выполняли без последующей термической обработки на полностью термообработанный и газостатированный материал.

Химический состав стали ВНЛ-3 и ее механические свойства приведены в табл. 1 и 2; химический состав наплавляемых материалов по основным компонентам — в табл. 3.

Сталь ВНЛ-3 — это коррозионно-стойкая высокопрочная сталь мартенситного класса, поставляемая по ОСТ 1 90090—79. Ее применяют для изготовления деталей ответственного назначения авиационной промышленности.

Нагрев отливок до температур свыше 900 °С необходимо проводить с эмалевым покрытием либо в защитной среде (гелий, аргон, с точкой росы 52 °С согласно ГОСТ 10157—2016).

Охлаждение отливок после нагрева их под закалку рекомендуется осуществлять вроссыпь с принудительным воздушным охлаждением. Для улучшения обрабатываемости резанием отливок из стали ВНЛ-3 после предварительной термической обработки следует подвергать отливки высокому отпуску при температуре 650 °С с охлаждением на воздухе или после закалки — отпуску при 350 °С с охлаждением на воздухе.

3. Химический состав наплавочных материалов, % мас.

Сплав	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Co
Х25Н10В8	Остальное	0,08...0,10	0,8...1,3	0,3...0,45	9,0...10,0	До 0,07	До 0,03	23...25	7,5...8,0
ВХН-1	4,5...5	1,0...1,25	2,0...2,75	0,4...0,5	50...58			35...40	—

Стали мартенситного класса в условиях сварочного термического цикла в околошовных участках закаливаются на мартенсит с высокой твердостью и низкой деформационной способностью [1]. В результате деформаций, сопровождающих сварку, а также длительного действия высоких остаточных и структурных напряжений, имеющихся в сварных соединениях в исходном состоянии после сварки, в таком металле возможно образование холодных трещин. Они образуются на последней стадии непрерывного охлаждения или при выдержке металла при комнатных температурах. Водород, находящийся в сварных соединениях и диффундирующий даже при низких температурах, способствует охрупчиванию металла и образованию таких холодных трещин.

Предварительный и сопутствующий сварке подогрев обычно предотвращает образование трещин. Для хромистых сталей мартенситно-ферритных классов, как правило, рекомендован общий подогрев до 200...450 °С. Температуру подогрева назначают большей с увеличением склонности к закалке и жесткости изделия. При любом сопутствующем подогреве опасно охлаждение ветром, так как при этом усиливается вероятность появления трещин [2].

Для улучшения структуры и свойств необходимо осуществлять высокий отпуск. Структура после отпуска характеризуется сорбитом отпуска с различным количеством свободного феррита. Лучшие свойства достигаются при полном отсутствии или незначительном количестве в структуре свободного феррита.

Наилучшие свойства могут быть получены, когда после наплавки с температур сопутствующего подогрева осуществляют подстуживание примерно до 100 °С, выдержку при этой температуре в течение 2 ч (для завершения распада аустенит—мартенсит, без образования трещин) и посадку в печь для термической обработки всего изделия.

Испытания проводили на машине ЕДЦ-100 с пульсатором. Образцы А1, Б1, В1 и В2 были испытаны статически, остальные образцы — на усталость до разрушения при нормальной температуре. Частота нагружений 4 Гц, нижний предел нагружения 40 кН. На образцах Г1—Г5 развитие трещины непрерывно контролировали электропотенциальным методом.

Образцы зажимали клиновыми губками машины для плоских образцов. Так как образцы были изготовлены из высокопрочной стали, были случаи выскальзывания их из захватов машины под нагрузкой. Для улучшения сцепления образца с губками на захватной части делали насечки зубилом, точечные наплавки сваркой, но это не обеспечило надежного удерживания образцов. Лучший результат был получен при нарезании на захватной части образцов диагонально-перекрестных бороздок с помощью абразивного диска.

Максимальную нагрузку цикла определяли исходя из площади сечения нетто (по основному материалу). При этом считали, что толщина основного материала составляет 8,5 мм, так как более точный замер можно было провести только после разрушения образца.

При расчете максимальной нагрузки цикла напряжение нетто приняли равным 800 МПа. На разрушенном образце определяли действительные площадь сечения и напряжения цикла. Два образца (Г4 и Г5) испытывали при максимальном напряжении нетто цикла 600 МПа. На образце В1 проводили тензометрирование для исследования распределения напряжений между основным материалом и наплавкой.

Результаты испытаний и их обсуждение. По результатам статических испытаний были определены значения предела прочности $\sigma_в$ для образцов без наплавки и с наплавкой. Результаты статических испытаний приведены в табл. 4.

По результатам усталостных испытаний была определена долговечность образцов и рассчитана средняя долговечность для каждого типа образцов. Результаты приведены в табл. 5. Значения напряжений и площади се-

4. Результаты статических испытаний

Номер образца	Площадь сечения брутто, мм^2	$\sigma_{брутто}$, МПа	Разрушающая нагрузка, кН
А1	212,4	1243	264
Б1	311,65	1075	335
В1	312,04	1089	340
В2	313,56	Без разрушения	320

5. Результаты усталостных испытаний

Номер образца	Площадь сечения, мм^2		$\sigma_{нетто}$	$\sigma_{брутто}$	P_{max}, кН	Число циклов до разрушения
	нетто	брутто	МПа			
А2	204,24	—	800	—	163	78 000
А3	195,36				156	47 800
А4	204,24				163	102 100
А5	199,92				160	52 400
Б2	232,2	313	790	587	183,5	5800
Б3	259,2		708			4100
Б4	224,7	318	829	586	186,3	1400
В2	229,6	312,4	791	588	181,6	7000
В3	231,3				183	5900
В4	229,5	311	797	589		9800
В5						15 000
Г1		334,5	806	—	185	1600
Г2		320,6	810	581	186,3	1700
Г3	230	316,7	807	586	185,7	2200
Г4	228	315,9	600	456	137,7	8800
Г5	234	331,5	620	422	139,7	4700

чения нетто уточнены после обмера изломов разрушенных образцов.

Так как истинные значения напряжений отличались от заданных, был проведен пересчет долговечностей образцов, приведенных к отнулевому циклу нагружения:

$$\sigma_{экв} = [(\sigma_{max} - \sigma_{min})\sigma_{max}]^{0,5};$$
$$N_{прив} = N_{факт}(\sigma_{экв}/\sigma_{max})^4,$$

где $\sigma_{экв}$ — максимальные напряжения эквивалентного отнулевого цикла; σ_{max}, σ_{min} — максимальное и минимальное напряжения цикла при испытаниях; $N_{прив}$ — число циклов, соответствующее испытанию по циклу $0—\sigma_{max}—0$; $N_{факт}$ — число циклов, соответствующее испытанию по циклу $\sigma_{min}—\sigma_{max}—\sigma_{min}$.

Значения напряжений и долговечностей, приведенные к отнулевому циклу нагружений, представлены в табл. 6.

Так как образцы испытывали при одном уровне напряжений, построение кривой усталости не представляется возможным.

Поскольку наплавку осуществляли с одной стороны образца, образование трещины в наплавке вызывало прогиб образца при нагружении и появление напряжений изгиба в рабочей части.

Статические испытания не показали снижения прочности основного материала, вызванного наплавкой.

Исследование распределения напряжений в наплавленных образцах показали, что напряжения в наплавленном слое выше, чем в основном материале, на 25 %.

В зависимости от применяемого наплавляемого металла наблюдается различное снижение средней приведенной долговечности. По сравнению с исходным вариантом снижение средней приведенной долговечности: при наплавке ВХН-1 — в 7 раз и при наплавке Х25Н10В8 — в 19 раз.

Присутствие трещины в наплавке Х25НI0В8 приводит к снижению долговечности в 1,7 раза.

У образцов с наплавкой ВХН-1 долговечность выше, чем у образцов с наплавкой Х25НI0В8 без трещины в 2,6 раза.

При отсутствии значительных по размеру дефектов (несплавления, оксидные пленки, раковины) в наплавленном слое характер разрушения образцов без трещины многоочаговый с поверхности. На образцах с трещиной последняя является инициатором разрушения, причем долговечность до момента стра-

6. Результаты обработки данных испытаний

Номер образца	Напряжения цикла			Число циклов до разрушения			
	σ_{min}	σ_{max}	$\sigma_{экв}$	фактическое по испытаниям	среднее по испытаниям	приведенное	среднее приведенное
	МПа						
А2	196	800	695	78 000	66 830	44 430	37 684
А3	205		690	47 800		26 452	
А4	196		695	102 100		58 157	
А5	200		693	52 400		29 506	
Б2	172	790	698	5800	3217	3535	1971
Б3	154	708	626	4100		2506	
Б4	178	829	735	1400		865	
В2	174	791	699	7000	8827	4269	5394
В3	173			5900		3598	
В4	174	797	705	9800		6000	
В5				15 000		9184	
Г1		806	714	1600	1816	985	1119
Г2		810	718	1700		1050	
Г3		807	715	2200		1356	
Г4	175	600	505	8800	6431	4416	3242
Г5	179	620	523	4700		2380	

гивания трещины составляет 25...81 % общей долговечности образца.

Влияние крупных дефектов наплавки на долговечность соизмеримо с влиянием на долговечность трещины. Проконтролировать наличие таких дефектов, если они не выходят на поверхность, практически невозможно.

После страгивания трещины долговечность образца составляет в среднем 900 циклов (эквивалентно отнулевому циклу нагружения).

Вероятно, что имеется безопасный ресурс (около 240 циклов), позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке. Это подтверждается также тем, что после страгивания трещина развивается в пластичном материале с вязким доломом.

Результаты исследований развития трещин электропотенциальным методом приведены в табл. 7.

7. Результаты исследования развития трещин

Параметр	Номер образца			
	Г1	Г3	Г4	Г5
Нагрузка σ_{max}, МПа	806	807	600	620
Число циклов:				
до разрушения	1600	2200	8800	4700
до возникновения трещины в материале основы	422	603	7146	2994
от возникновения трещины в материале основы до разрушения образца	1178	1597	1654	1706
$(N_{страг}/N_{общ})\cdot 100$ %	26,4	27,4	81,2	63,7

Примечания. 1. Значения долговечностей соответствуют циклу нагружения с нижним пределом 40 кН.
2. Расстояние между электродами датчика 2 мм.
3. Число пар электродов в датчике 6.
4. Расстояние между первой и последней парой электродов 25 мм, шаг между парами 5 мм.

Выводы

1. Нанесение износостойкого покрытия снижает долговечность основного материала ВНЛ-3 более чем на порядок.

2. Образцы с наплавкой из материала ВХН-1 показали большую долговечность, чем с наплавкой из материала Х25Н10В8.

3. Непрерывный контроль образцов с трещиной в наплавке из Х25Н10В8 в процессе испытаний электропотенциальным методом показал:

— технологическая трещина в наплавке не проникает в основной материал до начала циклического нагружения;

— долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900 циклов при уровне напряжений 800 МПа;

— долговечность от начала нагружений до момента страгивания трещины составляет от общей долговечности образца:

25...28 %
при σ_{max} = 800 МПа (240...300 циклов);

64...81 %
при σ_{max} = 600 МПа (1800...4300 циклов),

т.е. имеется безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке.

4. При наличии крупных сварочных дефектов их влияние на долговечность соизмеримо с влиянием на долговечность технологической трещины в наплавке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рябцев И.А., Сенченков И.К.** Теория и практика наплавочных работ. Киев: Екотехнологія, 2013. 400 с.

2. **Восстановление** и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / под ред. В.С. Попова. Запорожье: ОАО "Мотор Сич", 2000. 394 с.

Константин Викторович Малютин;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

УДК 621.983

В.Ю. Лавриненко, А.О. Поляков
(Московский государственный университет им. Н.Э. Баумана)

Область рационального использования метода сжатия для получения кольцевых деталей

Проведен анализ применимости метода сжатия кольцевых заготовок для изготовления деталей типа "кольцо", который обеспечивает существенную экономию металла. Приведены результаты компьютерного моделирования процесса штамповки кольца методом сжатия в программном комплексе PAM-STAMP и сравнение с данными экспериментальной штамповки. Установлен диапазон применимости метода сжатия для изготовления деталей типа "кольцо".

Ключевые слова: листовая штамповка; гибка на ребро; кольцо; программный комплекс PAM-STAMP.

Analysis of the applicability of the compression method of ring blanks for obtaining of parts of the "ring" type, which provides substantial savings in metal is analyzed. The results of computer simulation of the ring stamping process using by the compression method in the PAM-STAMP and comparison with the experimental stamping are presented. The range of applicability of the compression method for manufacturing of parts of the "ring" type is established.

Keywords: sheet stamping; rib bending; ring; PAM-STAMP.

В условиях современного производства наиболее широкое распространение получили методы изготовления деталей типа "кольцо" обработкой давлением (вырубка и пробивка), штамповкой трубной заготовки и обработкой резанием. Эти методы характеризуются высоким расходом металла, низким КИМ и высокими энергосиловыми затратами.

В работах [1, 2] предложен новый метод получения колец из листовой заготовки, сущность которого состоит в том, что пуансон сжимает предварительно вырубленную овальную заготовку с овальным отверстием в матрице закрытой крышкой.

Для анализа применимости метода сжатия для изготовления кольцевых деталей, используемых в производстве прицепной и полуприцепной техники, карьерных самосвалов и автопоездов повышенной грузоподъемности в ООО "Машиностроительный завод "Тонар" (г. Орехово-Зуево) был определен интервал размеров некоторых используемых колец из стали 08пс (ГОСТ 1050—2013): наружный диаметр D = 16...230 мм; толщина s = 1...10 мм; ширина кольца B = 4...30 мм.

В таблице приведен интервал геометрических параметров деталей типа "кольцо", который приняли для исследования. При этом толщина исходной заготовки s = 1 мм для всех соотношений D и B как предельный случай.

Далее была разработана методика и проведено компьютерное моделирование процесса получения деталей типа "кольцо" в программном комплексе PAM-STAMP [3].

Для определения диапазона применимости метода сжатия была разработана методика

Интервал геометрических параметров деталей типа "кольцо"

Наружный диаметр D, мм	Ширина B, мм
230	10...30
124	6...18
16	4

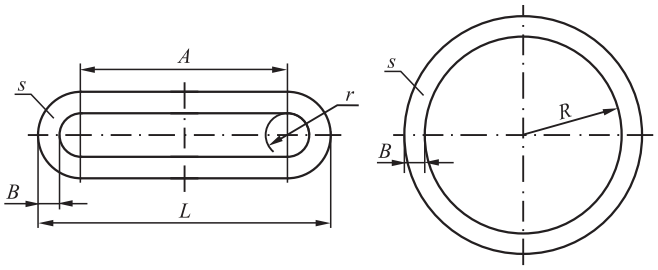


Рис. 1. Исходная заготовка и деталь

компьютерного моделирования процесса изготовления кольцевых заготовок.

Расчет геометрических размеров исходной заготовки проводили с учетом изменения длины средней линии исходной заготовки в процессе деформации, при этом на прямолинейном участке заготовки происходит гибка, а на радиусном — разгибка [4].

Размер A для различных типоразмеров изготовляемых колец (рис. 1) определяли по формуле

$$A = k\pi(R - r),$$

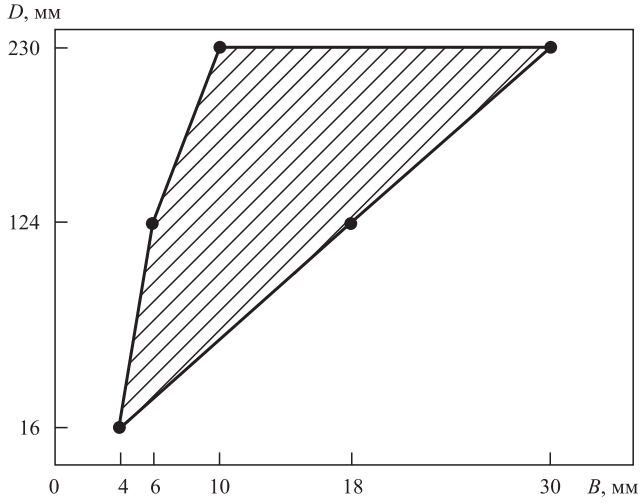


Рис. 3. Диапазон применимости метода сжатия для исследуемого интервала геометрических параметров деталей типа "кольцо"

где k — коэффициент, учитывающий смещение нейтрального слоя заготовки; зависит от степени деформации $\frac{R}{B}$, где R — внутренний радиус готовой детали.

На рис. 2 приведены результаты моделирования формоизменения исходной овальной заготовки при ее сжатии в штампе.

В результате анализа полученных данных был установлен диапазон применимости — область рационального использования метода сжатия для исследуемого интервала геометрических параметров деталей типа "кольцо" (рис. 3). Заштрихованная область показывает целесообразность применения метода получения деталей типа "кольцо" сжатием. Детали, выходящие из указанной области, предпочтительнее изготовлять другим способом (вырубкой и пробивкой, штамповкой трубной заготовки, токарной обработки из листа и т.д.).

Далее была проведена проверка полученных данных компьютерного моделирования путем сжатия овальной заготовки в эксперименталь-

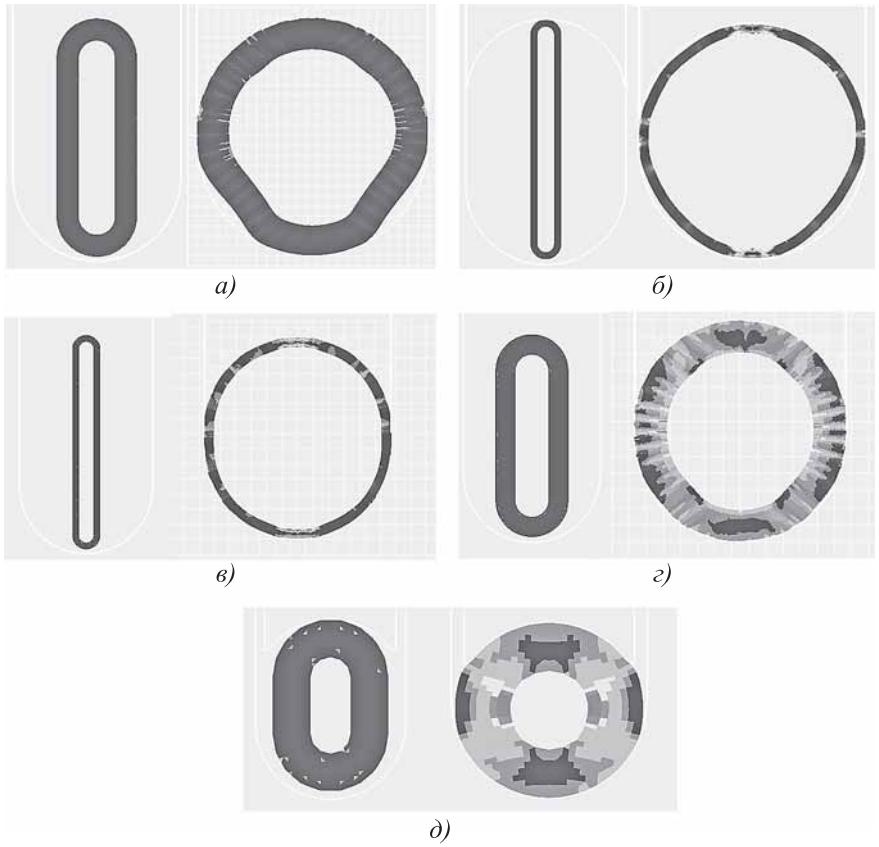


Рис. 2. Результаты моделирования процесса изготовления кольца методом сжатия:

слева — исходная заготовка; *справа* — получаемая деталь; *а* — D = 230 мм, B = 30 мм; *б* — D = 230 мм, B = 10 мм; *в* — D = 124 мм, B = 6 мм; *г* — D = 124 мм, B = 18 мм; *д* — D = 16 мм, B = 4 мм

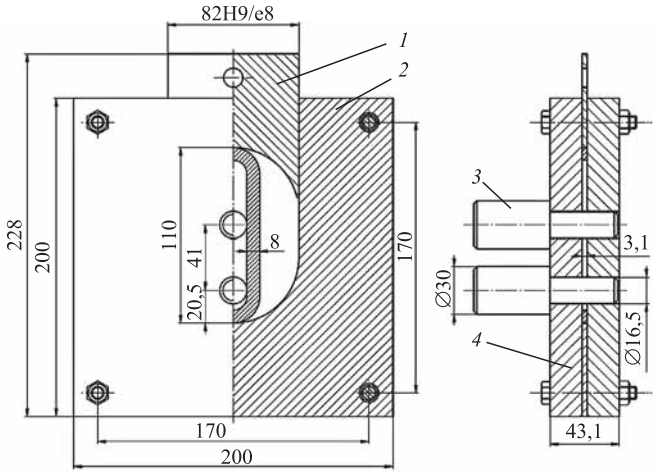


Рис. 4. Экспериментальный штамп для сжатия овальной заготовки:

1 — пуансон; *2* — матрица; *3* — установочный штифт; *4* — прижимная пластина

ном штампе (рис. 4) для получения кольцевой детали с размерами: D = 82 мм; B = 16 мм; s = 3 мм; материал — сталь 08пс; в качестве оборудования использовали гидравлический пресс УИМ-100 номинальной силой 1 МН.

На рис. 5 показаны размеры исходной овальной заготовки и получаемой кольцевой детали. При этом длина исходной заготовки L = 118 мм.

В результате была изготовлена кольцевая деталь с наружным диаметром 82 мм с отклонением от округлости β = 0,97 %.

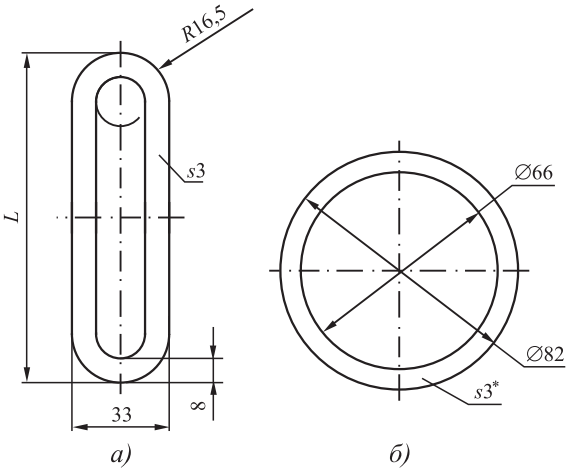


Рис. 5. Размеры исходной овальной заготовки (*а*) и получаемой кольцевой детали (*б*)

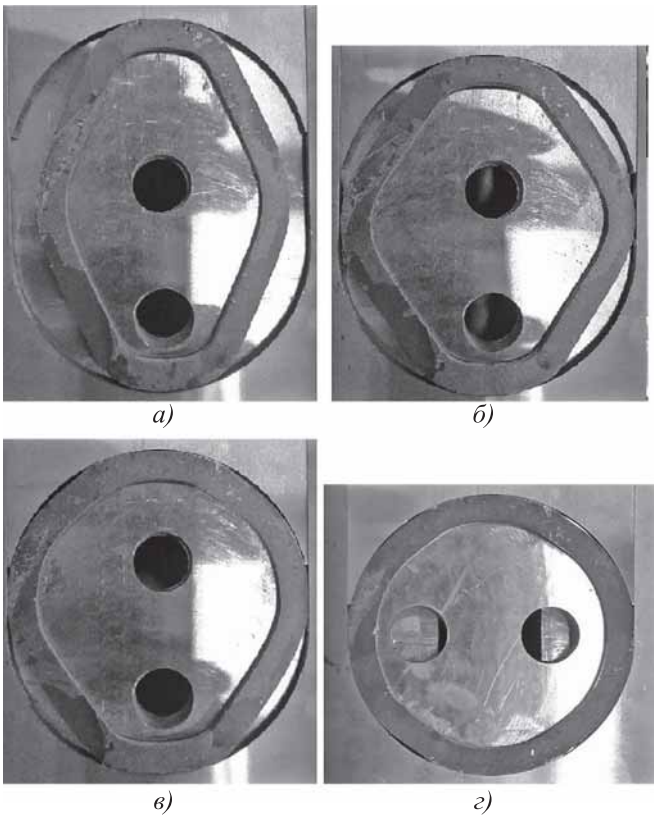


Рис. 6. Этапы деформирования исходной овальной заготовки в зависимости от хода ползуна пресса:

а — 16 мм; *б* — 24 мм; *в* — 30 мм; *г* — 36 мм, окончательное кольцо

На рис. 6 показаны этапы деформирования исходной овальной заготовки в зависимости от хода ползуна пресса.

Заключение. Установленный диапазон применимости показывает целесообразность применения метода получения деталей типа "кольцо" заданных геометрических размеров. Детали, размеры которых не входят в указанную область, предпочтительнее изготовлять другим способом.

Проведенная экспериментальная проверка возможности изготовления кольцевой детали (D = 82 мм и B = 16 мм) методом сжатия из полученного диапазона применимости позволила получить кольцо с требуемым наружным диаметром 82 мм и с отклонением от округлости β = 0,97 %, что имеет высокую сходимость с результатами компьютерного моделирования.

Полученный диапазон применимости целесообразно использовать при разработке мето-

дики проектирования технологических процессов листовой штамповки кольцевых заготовок сжатием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Патент** на полезную модель 144991 РФ. Устройство для изготовления плоских колец / Е.И. Семенов, В.Ю. Лавриненко, А.С. Айрапетян, М.В. Демин, Е.И. Ястребов. Опубл. 10.09.2014, Бюл. № 25.
2. **Семенов Е.И., Айрапетян А.С., Демин М.В.** Штамповка колец методом одновременного сжатия двух или более заготовок // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2015. № 6-1. С. 296—303.
3. **Лавриненко В.Ю.** Программный комплекс PAM-STAMP для конечно-элементного моделирования и анализа формоизменяющих процессов листовой штамповки // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 6. С. 15—19.
4. **Ростовцев Д.В., Демин В.А., Семенов Е.И.** Расчет размеров заготовки для получения кольца способом растяжения // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 8. С. 17—19.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,
vlavrinenko@bmstu.ru;
Артем Олегович Поляков

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

СПРАВОЧНИК Технолога-Машиностроителя

в 2-х томах

Под ред. ***А.С. Васильева, А.А. Кутина***

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

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

Цена 15 000 руб.

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

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

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

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

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ
по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.7

А.Л. Воронцов, С.М. Карпов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Повышение адекватности моделирования процессов обработки давлением путем учета упругих деформаций инструмента. 1. Выдавливание стаканов из упрочняющегося материала

На примере обратного выдавливания стаканов из упрочняющегося материала показана необходимость учета упругих деформаций инструмента для адекватного описания характерных особенностей данного процесса обработки давлением.

Ключевые слова: упругие деформации инструмента; выдавливание стаканов.

On the example of the reverse extrusion of the cups from the reinforcing material, it is shown that it is necessary to take into account the elastic deformations of the tool for adequate description of the characteristic features of the given plastic working process.

Keywords: elastic deformations of tool; extrusion of cups.

В настоящее время ввиду усиления конкуренции между развитыми металлообрабатывающими странами уделяется особое внимание улучшению качества металлопродукции, максимальному снижению энергетических затрат, экономии металла, требующихся для ее производства. Важную роль при этом играет дальнейшее развитие процессов обработки металлов давлением, зависящее от совершенствования проектирования и расчета их основных параметров.

Таким образом, основной задачей технолога или конструктора, специализирующегося в обработке металлов давлением, является выбор наиболее оптимального варианта технологии, конструкции инструмента, а также параметров необходимого оборудования. Для решения этой задачи наиболее эффективно использовать теоретические методы проектирования, требующие существенно меньших финансовых и временных затрат, чем экспериментальные. При этом важно учитывать, что такие особенности все более широко применяемых в современной промышленности процессов выдавливания и закрытой объемной штамповки, как необходимость создания значительных деформирующих сил и повышенная вероятность разрушения штампового инструмента, предъявляют высокие требования к точности и надежности расчетных формул.

Но учитывая сложность математического описания, обычно при построении теорий процессов обработки давлением инструмент считают абсолютно жестким и его упругую деформацию не учитывают. Однако в целом ряде случаев пренебрежение упругой деформацией не позволяет описать происходящие в реальности процессы с достаточной практической точностью, а иногда и вовсе исключает возможность построения теории, адекватной известным опытным закономерностям.

Для примера рассмотрим некоторые случаи необходимости учета упругих деформаций инструмента, демонстрирующие возможную реализацию такого учета.

1. Учет упругих деформаций инструмента на начальной стадии холодного обратного выдавливания стаканов из упрочняющегося материала. На типовой машинной диаграмме холодного обратного выдавливания стаканов из упрочняющегося материала (рис. 1) можно выделить характерные участки при любой форме торца пуансона, в том числе и плоской.

На участке 0А происходят выборка зазоров и упругая деформация нагруженных частей системы "машина—штамп—заготовка". Так как между заготовкой и матрицей обычно имеется технологический зазор, то при достижении определенной удельной силы начинается пластическая осадка центральной части 2

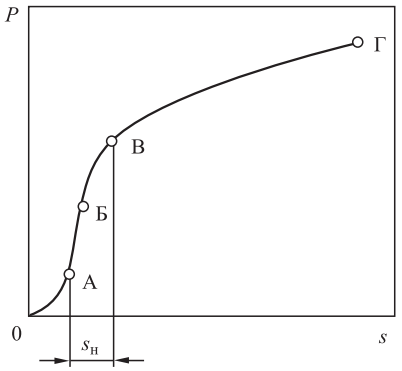


Рис. 1. Типовая диаграмма изменения силы холодного выдавливания упрочняющегося материала

заготовки, с боковым подпором со стороны кольцевой области 1 (рис. 2, слева).

Этот процесс характеризуется на машинной диаграмме (см. рис. 1) участком АБ. В момент касания боковой поверхностью заготовки стенки матрицы (т. Б) начинается упругая деформация матрицы (рис. 2, справа), увеличивающая боковой подпор на центральную часть 2. Этому этапу деформирования соответствует участок БВ. Когда боковой подпор со стороны матрицы приведет к достижению удельной силы, необходимой для начала выдавливания (т. В), формируется очаг интенсивной пластической деформации и начинается выдавливание (участок ВГ).

Для возможно более точного определения силы начала холодного выдавливания нужно определить ход осадки $s_н$ (см. рис. 1), необходимый для дальнейшего расчета деформации заготовки, накопленной на участке рабочего хода АВ, и определения соответствующего этой деформации напряжения текучести. Важность учета рабочего хода, при котором начинается выдавливание, обусловлена тем, что во время

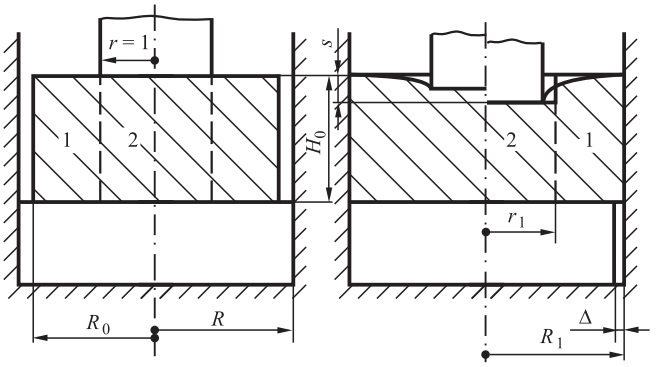


Рис. 2. Осадка заготовки на начальной стадии выдавливания

этого хода заготовка получает накопленную деформацию 0,05...0,25, что приводит к увеличению напряжения текучести в среднем в 1,5 раза по сравнению с начальным, так как интенсивность упрочнения металлов в области логарифмических деформаций менее 0,2 максимальна.

Расчеты показали, что если не учитывать ход осадки, определяя силу по начальному напряжению текучести, то для цветных металлов и сплавов это приводит к занижению значения этой силы примерно на 45 %. К еще большей погрешности определения силы начала выдавливания приводит неучет этого хода для более труднодеформируемых материалов, поскольку в этом случае возрастают интенсивность упрочнения материала и упругая деформация матрицы.

Например, для выдавливания коррозионностойкой стали 12Х18Н9Т ошибка составляет 56 % в сторону занижения. А поскольку изменение силы выдавливания по ходу деформирования при определенной скорости может иметь квазистационарный характер [1], и сила выдавливания на всем ходе будет практически равна начальной, то неточное определение последней приводит к большой погрешности в определении работы деформирования.

В связи с этим рассмотрим пластическую деформацию заготовки на участке рабочего хода АВ (см. рис. 1). В этом математическом исследовании (и в излагаемых далее) использовали относительные значения геометрических параметров, отнесенные к радиусу пуансона $r = 1$, и относительные значения силовых параметров и напряжений, отнесенные к среднему по очагу пластической деформации напряжению текучести σ_s.

Эксперименты показали, что на начальной стадии выдавливания высота области 1 практически (пренебрегая небольшим мениском) не изменяется, поэтому расчетную схему представим в виде, показанном справа на рис. 2. Для центральной области 2 из условия несжимаемости следует, что

$$\pi H_0 = \pi r_1^2 \left(H_0 - s\right),$$

откуда

$$r_1 = \sqrt{\frac{H_0}{H_0 - s}}, \qquad (1)$$

где r_1 — относительный радиус пуансона с учетом упругой деформации; H_0 — начальная высота заготовки; s — ход пуансона.

Для кольцевой области 1 из условия несжимаемости получаем, что

$$R_1^2 - r_1^2 = R_0^2 - 1,$$

тогда с учетом выражения (1)

$$R_1 = \sqrt{R_0^2 + \frac{s}{H_0 - s}}, \qquad (2)$$

где R_1 — относительный радиус матрицы с учетом упругой деформации; R_0 — относительный радиус заготовки.

На стадии деформирования, когда $R_1 \geqslant R$, можно найти принудительное перемещение внутренней поверхности стенки матрицы относительно ее исходного радиуса R:

$$\Delta = R_1 - R = \sqrt{R_0^2 + \frac{s}{H_0 - s}} - R. \qquad (3)$$

В соответствии с решением задачи Ламе относительное давление стенки матрицы на боковую поверхность заготовки:

$$p_{\text{м}} = \frac{\Delta E\left(R_{\text{н}}^2 - R^2\right)}{\sigma_s R\left[(1-\nu)R^2 + (1+\nu)R_{\text{н}}^2\right]}, \qquad (4)$$

где E, ν — модуль упругости и коэффициент Пуассона материала матрицы; $R_{\text{н}}$ — наружный радиус матрицы; если матрица бандажированная, то следует использовать наружный радиус внешнего бандажа.

Подставив выражение (3) в формулу (4), найдем

$$p_{\text{м}} = \frac{E}{\sigma_s}\frac{\left[\sqrt{\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 + \frac{s}{R^2(H_0 - s)}} - 1\right]\left(R_{\text{н}}^2 - R^2\right)}{\left[(1-\nu)R^2 + (1+\nu)R_{\text{н}}^2\right]}. \qquad (5)$$

Выражение (5) можно конкретизировать, учитывая, что для стали $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, $\nu = 0{,}3$ и по рекомендациям справочника [2] $R_{\text{н}} = 4R$:

$$p_{\text{м}} = \frac{1{,}4 \cdot 10^5}{\sigma_s}\left[\sqrt{\left(\frac{R_0}{R}\right)^2 + \frac{s}{R^2\left(H_0 - s\right)}} - 1\right]. \qquad (6)$$

Обратное выдавливание начнется, когда величина $p_{\text{м}}$, вычисленная по выражению (6), станет равна давлению, необходимому для начала процесса выдавливания. Согласно [1], это давление определяется выражением

$$p = 1{,}1\left[1 + \sqrt{\frac{(1 + 2\mu R)(0{,}5 + \mu_1)}{2\left(R^2 - 1\right)}}\right], \qquad (7)$$

где μ, μ_1 — коэффициенты пластического трения материала заготовки по матрице и пуансону соответственно.

Так как накопленная деформация при осадке [3, 4]:

$$e_i = \ln\frac{H_0}{H_0 - s}, \qquad (8)$$

то напряжение текучести σ_s в выражении (6) будет зависеть от рабочего хода s. Следовательно, для определения рабочего хода $s_{\text{н}}$, при котором заканчивается осадка и начинается выдавливание, необходимо использовать метод последовательных приближений.

Сначала по формуле (7) находят величину p. Далее задают ход s, для которого по выражению (8) определяют e_i, а затем по зависимости σ_s—e_i — величину σ_s (получение наиболее точных зависимостей подробно рассмотрено в работах [5, 6]). После этого по выражению (6) вычисляют $p_{\text{м}}$. Расчет ведут до тех пор, пока не будет найден ход $s_{\text{н}}$, при котором $p_{\text{м}} = p$.

В табл. 1 приведены значения хода осадки $s_{\text{н}}$, при котором начинается выдавливание заготовок из авиационного алюминиевого сплава АВ. Диаметр рабочей полости матрицы $D = 30$ мм, высота и диаметр исходных заготовок $H_0 = 30$ мм, $D = 29{,}9$ мм (технологический зазор 0,1 мм на диаметр). Переводим исходные данные в относительные значения, получая $H_0/R = 30/15 = 2$ и $R_0/R = D_0/D = 29{,}9/30 = 0{,}997$. В соответствии с рекомендациями работ [1, 7] принимаем коэффициенты пластического трения $\mu = \mu_1 = 0{,}05$.

Далее ведем расчет описанным методом последовательных приближений на основе аппроксимации для сплава АВ [1, 5, 6]

$$\sigma_s = 349 - 163e^{-e_i} - 46e^{-20e_i}. \qquad (9)$$

Недостатком этого метода определения хода осадки $s_{\text{н}}$ является повышенная трудоемкость, поэтому выполним некоторые упрощения. Так как величина $s_{\text{н}} = 1...4$ % от H_0, то пренебре-

1. Значения хода осадки, при которых начинается выдавливание алюминиевого сплава АВ, определенные методом последовательных приближений

R	$S_{\text{н}}$
1,1	0,033
1,2	0,040
1,5	0,072
2,0	0,164

жем величиной s в знаменателе выражения (6) по сравнению с H_0. Приравняв после этого выражения (6) и (7), находим, что

$$s_{\text{н}} = R^3\left(\frac{H_0}{R}\right)\left\{\left[1+8\cdot10^{-6}\sigma_s\times\right.\right.$$
$$\left.\left.\times\left(1+\sqrt{\frac{(1+2\mu R)(0,5+\mu_1)}{2(R^2-1)}}\right)\right]^2-\left(\frac{R_0}{R}\right)^2\right\}. \quad (10)$$

Для дальнейшего упрощения заменим напряжение текучести σ_s на начальное напряжение текучести (т.е. предел текучести) σ_{s0}. Очевидно, что это уменьшит расчетное значение $s_{\text{н}}$. Численное сопоставление показало, что для компенсации следует умножить полученное выражение на 1,15. В результате получим удобную формулу для определения хода осадки, при котором начинается выдавливание:

$$s_{\text{н}} = 1,15R^3\left(\frac{H_0}{R}\right)\left\{\left[1+8\cdot10^{-6}\sigma_{s0}\times\right.\right.$$
$$\left.\left.\times\left(1+\sqrt{\frac{(1+2\mu R)(0,5+\mu_1)}{2(R^2-1)}}\right)\right]^2-\left(\frac{R_0}{R}\right)^2\right\}. \quad (11)$$

В табл. 2 приведены значения хода осадки алюминиевого сплава АВ (σ_{s0} = 140 МПа), вычисленные по формуле (11) для указанных выше значений параметров. Полученные результаты практически полностью совпадают с табл. 1, что позволяет рекомендовать использование формулы (11) вместо метода последовательных приближений.

Пример 1. С учетом компенсации упрочнения температурным эффектом деформации [2] определить удельную силу холодного выдавливания фосфатированной и омыленной заготовки из отожженной стали 20Х, показанной на рис. 3. Сравнить расчетное значение удельной силы с экспериментальным, соответствующим полному значению опытной силы 400 кН [2].

2. Значения хода осадки, при которых начинается выдавливание алюминиевого сплава АВ, определенные по формуле (11)

R	$S_{\text{н}}$
1,1	0,033
1,2	0,040
1,5	0,073
2,0	0,165

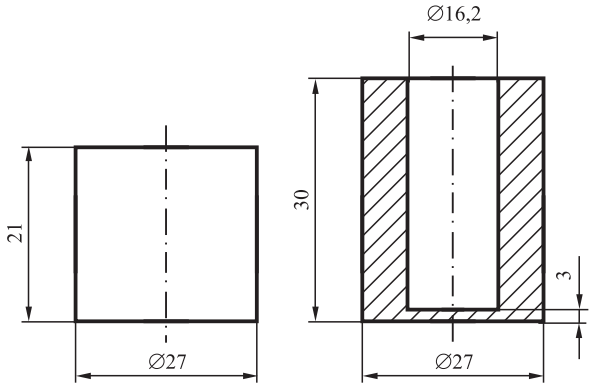


Рис. 3. Исходная заготовка и выдавленный из нее стакан

Решение. Вычисляем относительный радиус матрицы $R = D/d$ = 27/16,2 = 1,67. Так как выдавливание было квазистационарным, то удельная сила выдавливания определяется значением, соответствующим ходу начала выдавливания, для нахождения которого необходимо использовать формулу (11). Принимая технологический зазор равным 0,2 мм на диаметр, находим R_0/R = 26,8/27 = 0,993. Вычисляем H_0/R = 21/13,5 = 1,556. По кривой упрочнения (рис. 4) [2] находим σ_{s0} = 300 МПа.

Для начального момента выдавливания в соответствии с рекомендациями [1] принимаем $\mu = \mu_1$ = 0,05. После этого по формуле (11) находим $s_{\text{н}}$ = 0,174. Далее ведем расчеты по ме-

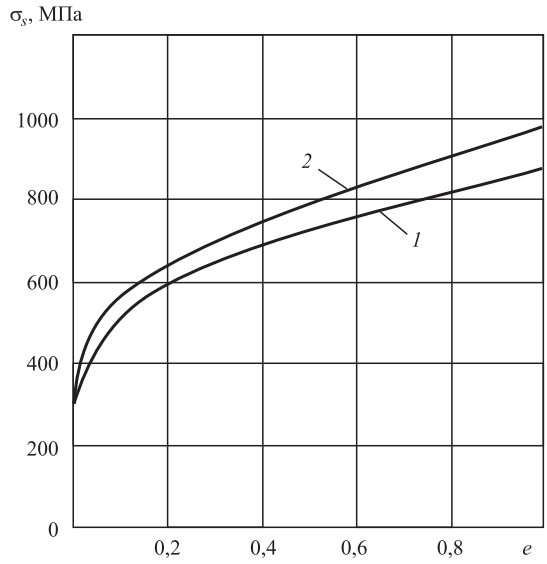


Рис. 4. Кривые упрочнения отожженных сталей 20 (*1*) и 20Х (*2*)

тоду 4.6.1 [1]; поскольку главной целью данного примера является оценка погрешности, которая будет в случае неучета в теоретическом расчете начальной стадии выдавливания, обусловленной упругой деформацией матрицы, то формулы, использованные для приведенных далее вычислений, в статье не приведены.

Определяем начальную высоту очага пластической деформации $h = 0{,}649$. В соответствии с разделом 3.1 работы [1] принимаем коэффициент упрочнения $k_у = 0{,}95$ и находим текущее значение высоты очага пластической деформации $h_e = h_у = 0{,}956$. Вычисляем коэффициент обжатия $\psi = 0{,}559$ и вспомогательную величину $n = 0{,}182$. Затем определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в области, примыкающей к стенке матрицы, становится стационарным: $s_{ст} = 0{,}759$. Так как $s = s_н < s_{ст}$, то $z_1 = -0{,}773$ (z_1 — осевая координата под образующей стенкой стакана, определяющая высоту зоны нестационарных деформаций). Далее находим накопленную деформацию $e_{iA} = 0{,}118$, после чего определяем накопленную деформацию в области, примыкающей к стенке матрицы, $e_{i1} = 0{,}106$ и накопленную деформацию в центральной области, расположенной под торцом пуансона, $e_{i2} = 0{,}167$ и вычисляем среднюю накопленную деформацию во всем очаге $e_i = 0{,}177$.

Так как кривая упрочнения отожженной стали 20Х (см. рис. 4) приведена не для логарифмических, а для относительных деформаций, то определяем относительную деформацию $e = 0{,}162$, а затем по кривой упрочнения — напряжение текучести $\sigma_s = 600$ МПа. Далее находим относительную удельную силу выдавливания $q = 3{,}265$, натуральное значение удельной силы выдавливания $q_у = 1959{,}2$ МПа. Умножив это значение на площадь поперечного сечения пуансона $206 \cdot 10^{-6}$ м^2, получим теоретическое значение силы выдавливания: $P = 403{,}6$ кН. Таким образом, по отношению к теоретическому значению расхождение $\delta = 0{,}9$ %. Следовательно, с учетом упругой деформации матрицы точность теоретического расчета очень высокая.

Если сравнить расчетное напряжение текучести $\sigma_s = 600$ МПа, определенное с учетом упругой деформации матрицы, с пределом текучести $\sigma_{s0} = 300$ МПа, используемым для оценки силы начала выдавливания (а в случае квазистационарного процесса — для всего хода выдавливания) в предположении абсолютно жесткого инструмента, то видно, что в последнем случае получена очень большая (двукратная) недооценка действительной силы, в результате чего точность теоретического расчета неприемлемо низкая.

2. Учет упругой деформации матрицы на развитой стадии обратного выдавливания стаканов. При выдавливании стакана в результате значительного отличия распределения давления на стенку матрицы от постоянного наблюдается ее сложный прогиб в процессе деформирования (рис. 5), вызывающий рост компонентов напряженного состояния и, соответственно, силы деформирования. Наличие сложного прогиба матрицы, обусловливающего вытекание металла в сходящийся канал, подтверждают эксперименты работы [8], показывающие, что сила выдавливания увеличивается до момента, когда стенки выдавливаемого стакана станут в 2 раза выше своей толщины.

Для компенсации обратной конусности упругого прогиба матрицы многие специалисты предлагают делать полость матрицы с незначительным раструбом в направлении истечения.

Очевидно, что упругий прогиб матрицы связан с размерами матрицы и с сопротивлением деформированию выдавливаемого материала: чем выше напряжение текучести последнего, тем больше давление на матрицу и, соответственно, больше будут прогиб матрицы и угол обратной конусности.

Однако зависимости угла компенсирующей конусности матрицы от ее геометрических параметров и механических свойств выдавливаемого материала в литературе отсутствуют. С одной стороны, необоснованное завышение значения компенсирующей конусности может не удовлетворять требованиям, предъявляемым к наружной поверхности выдавливаемого изделия. С другой стороны, необоснованное занижение этого значения приведет к увели-

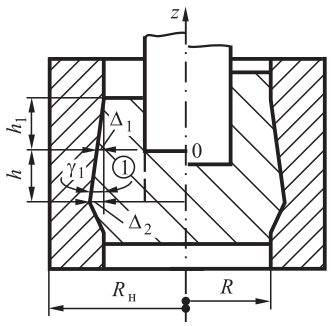


Рис. 5. Упругий прогиб матрицы в процессе выдавливания

чению давления на рабочий инструмент, а при выдавливании повышение давления всего на 10 % снижает стойкость инструмента на 35 % [9], что существенно.

Расчетная схема выдавливания с учетом упругого прогиба матрицы представлена на рис. 5.

Согласно полученному в работе [1] выражению давление на боковую стенку матрицы в зоне очага пластической деформации высотой h распределено по линейному закону:

$$p_{\text{в}} = \left|\sigma_{\rho}\right| = \beta - \beta\frac{1+2\mu R}{R^2-1}z + q_{\text{тр}}, \qquad (12)$$

где σ_{ρ} — радиальное напряжение; β — коэффициент Лоде, среднее значение которого равно 1,1; z — вертикальная осевая координата; $q_{\text{тр}}$ — среднее значение напряжения, действующего со стороны выдавленной стенки изделия на верхнюю границу области 1.

В соответствии с работой С.К. Иванова, О.А. Ганаго (Давление металла на стенки штампа при закрытой прошивке // Кузнечно-штамповочное производство. 1969. № 3. С. 3—5), давление на боковую стенку матрицы близко к линейному закону и выше очага в зоне h_1. А как известно, при линейном изменении давления вдоль образующей стенки цилиндра справедливо решение задачи Ламе [10, 11]. Поэтому, пренебрегая для упрощения влиянием участков матрицы, расположенных вне участка с линейным изменением давления, будем использовать результаты Ламе, согласно которым перемещение Δ внутренней поверхности матрицы связано с давлением следующей линейной зависимостью [10]:

$$\Delta = \frac{1-\nu}{E}\frac{\sigma_s p_{\text{в}} R^3}{R_{\text{н}}^2 - R^2} + \frac{1+\nu}{E}\frac{R^2 R_{\text{н}}^2}{R}\frac{\sigma_s p_{\text{в}}}{R_{\text{н}}^2 - R^2} = \frac{\sigma_s p_{\text{в}} R\left[(1-\nu)R^2 + (1+\nu)R_{\text{н}}^2\right]}{E(R_{\text{н}}^2 - R^2)}. \qquad (13)$$

В соответствии с этим, образующая стенки матрицы в исследуемой области будет линейной.

Вследствие течения в сужающийся канал между образующейся стенкой выдавливаемого стакана и матрицей будет иметь место значительное трение, сила которого равна

$$P_{\text{тр}} = 0{,}5\mu\beta 2\pi R h_{\text{с}} = \mu\beta\pi R h_{\text{с}},$$

где $h_{\text{с}}$ — текущая высота образующейся стенки стакана. Поскольку для уменьшения трения на рабочем торце пуансона обычно делают узкий калибрующий поясок, выше которого выдавливаемый металл не касается пуансона, то трение по пуансону учитывать не будем.

Относя эту силу к кольцевой площади стенки стакана, находим среднее значение напряжения, действующего со стороны стенки на верхнюю границу области 1:

$$q_{\text{тр}} = \frac{P_{\text{тр}}}{\pi\left(R^2-1\right)} = \frac{\mu\beta R}{R^2-1}h_{\text{с}}. \qquad (14)$$

Сравнив левую и правую половины рис. 6, из условия постоянства объема следует, что

$$\pi R^2 s = \pi\left(R^2-1\right)h_{\text{с}},$$

откуда

$$h_{\text{с}} = \frac{R^2}{R^2-1}s. \qquad (15)$$

Подставив выражение (15) в формулу (14), получим

$$q_{\text{тр}} = \frac{\beta\mu R^3}{\left(R^2-1\right)^2}s. \qquad (16)$$

Сила выдавливания будет увеличиваться до момента, пока высота образующейся стенки стакана $h_{\text{с}}$ не станет равной h_1 (см. рис. 5, слева). Определим эту высоту. Из подобия треугольников

$$\frac{\Delta_2}{\Delta_1} = \frac{h+h_1}{h_1} = \frac{h}{h_1} + 1,$$

откуда

$$h_1 = \frac{\Delta_1}{\Delta_2 - \Delta_1}h.$$

С учетом формулы (13), отражающей линейную зависимость между перемещением Δ

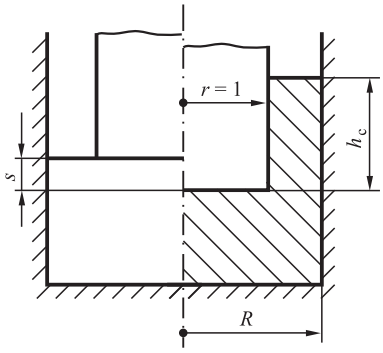


Рис. 6. К определению высоты стенки в процессе выдавливания

и давлением на стенку матрицы $p_в$, это выражение преобразуется к виду:

$$h_1 = \frac{p_{в1}}{p_{в2} - p_{в1}} h, \qquad (17)$$

где $p_{в1}$ — давление на стенку матрицы на выходе из очага пластической деформации, т.е. при $z = 0$; $p_{в2}$ — давление на стенку матрицы на нижней границе очага пластической деформации, т.е. при $z = -h$.

Из выражения (12) находим, что при $z = 0$

$$p_{в1} = \beta + q_{тр}, \qquad (18)$$

а при $z = -h$

$$p_{в2} = \beta + \beta \frac{1 + 2\mu R}{R^2 - 1} h + q_{тр}. \qquad (19)$$

Подставив выражения (18) и (19) в формулу (17), получим

$$h_1 = \frac{(\beta + q_{тр})(R^2 - 1)}{\beta(1 + 2\mu R)}. \qquad (20)$$

Подставив $h_с = h_1$ в выражение (14), найдем максимальное значение

$$q_{тр} = \frac{\beta \mu R}{1 + \mu R}. \qquad (21)$$

С учетом этого из формулы (20) следует, что

$$h_1 = \frac{R^2 - 1}{1 + \mu R}. \qquad (22)$$

Подставив в выражение (15) $h_с = h_1$ из равенства (22), найдем рабочий ход $s_{тр}$, при котором высота образующейся стенки стакана равна h_1 и сила трения не увеличивается:

$$s_{тр} = \frac{(R^2 - 1)^2}{R^2 (1 + \mu R)}. \qquad (23)$$

Если текущее значение $s < s_{тр}$, то для определения $q_{тр}$ следует использовать выражение (16), если $s \geqslant s_{тр}$ (см. рис. 5, справа), то следует использовать формулу (21).

В работе [8] опытным путем для тонкостенных стаканов установлена следующая экспериментальная зависимость для высоты выдавленной стенки, при которой прекращается дальнейший рост силы выдавливания: $h_{1э} = 2(R—1)$. Сравнение вытекающих из нее экспериментальных значений с теоретическими результатами, полученными по формуле (22) при $\mu = 0{,}1$, приведено в табл. 3. Во всех расчетах среднее значение $\beta = 1{,}1$.

3. Сравнение теоретических и экспериментальных значений высоты образующейся стенки стакана, при которой прекращается рост силы выдавливания, обусловленный прогибом матрицы

Параметр	R				
	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
h_1	0,19	0,39	0,61	0,84	1,06
$h_{1э}$	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
δ, %	5,3	2,6	1,6	4,8	5,7

Конусность прогиба матрицы определяют с учетом выражений (13), (18) и (20) следующим образом (см. рис. 5):

$$\operatorname{tg}\gamma_1 = \frac{\Delta_1}{h_1} = \frac{\beta \sigma_s R(1 + 2\mu R)\left[(1 - \nu)R^2 + (1 + \nu)R_н^2\right]}{E\left(R_н^2 - R^2\right)\left(R^2 - 1\right)}. \qquad (24)$$

Для компенсации обратного конуса от упругого прогиба матрицы необходимо в направлении истечения делать раструб той же конусности, определяемой формулой (24). Например, для значений $E = 2 \cdot 10^5$ МПа; $\nu = 0{,}3$; $\beta = 1{,}1$; $\mu = 0{,}1$; $R = 1{,}5$; $R_н = 6$ (выбрано для многобандажной матрицы по рекомендациям [2]) и обычно встречающегося при выдавливании среднего значения накопленной деформации $e_i = 0{,}4$ для стали 20 $\sigma_s = 710$ МПа [2] и, соответственно, $\gamma_1 = 0{,}5°$. Для стали 50 $\sigma_s = 1060$ МПа [2] и, соответственно, $\gamma_1 = 0{,}75°$. Полученные значения полностью совпадают с опытными рекомендациями работ [2, 9].

Таким образом, выполненное теоретическое исследование соответствует основным задачам, сформулированным в работе [12], и позволяет для конкретных технологических параметров с высокой практической точностью определять начальную силу выдавливания упрочняющегося материала, а также необходимое значение компенсирующего обратного конуса матрицы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воронцов А.Л.** Теория штамповки выдавливанием. М.: Машиностроение, 2004. 721 с.
2. **Холодная** объемная штамповка. Справочник / Под ред. Г.А. Навроцкого. М.: Машиностроение, 1973. 496 с.
3. **Воронцов А.Л.** Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением: учеб. пособие для вузов. Т. 1. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 396 с.
4. **Воронцов А.Л.** Некоторые проблемы механики деформируемого твердого тела и ее технологических приложений. 9. Степень деформации и накопленная деформация. Деформированное состояние заготовки и учет упрочнения при осадке и вдавливании в полупространство. Часть 1 // Производство проката. 2011. № 2. С. 41—48.
5. **Воронцов А.Л.** Методические указания по аппроксимации кривых упрочнения // Производство проката. 2001. № 3. С. 21—25.
6. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Аппроксимация кривых упрочнения металлов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2002. № 6. С. 16—22.
7. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Выбор коэффициентов трения для расчета технологических параметров штамповки выдавливанием // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2004. № 1. С. 23—26.
8. **Прозоров Л.В.** Холодное выдавливание тонкостенных изделий // Новые исследования в области кузнечной технологии. ЦНИИТМАШ. Кн. 32. М.: Машгиз, 1950. С. 87—96.
9. **Овчинников А.Г.** Основы теории штамповки выдавливанием на прессах. М.: Машиностроение, 1983. 200 с.
10. **Расчеты** на прочность в машиностроении / С.Д. Пономарев, В.Л. Бидерман, К.К. Лихарев и др. М.: Машгиз, 1958. Т. 2. 974 с.
11. **Воронцов А.Л.** Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением: учеб. пособие для вузов. Т. 2. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 441 с.
12. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Физические закономерности и определение силовых параметров выдавливания полых цилиндрических изделий // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2004. № 6. С. 3—8.

Андрей Львович Воронцов, д-р техн. наук,
Сергей Михайлович Карпов, канд. техн. наук,
karpov07@inbox.ru

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

Цена 4000 руб.

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.3.082.74

Ю.П. Шинкаревич, Л.Х. Минязева
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Применение фазохронометрического метода для оценки технического состояния прокатного оборудования

Фазохронометрическая система, установленная на прокатном стане, представляет собой высокочувствительный измерительный инструмент, откликающийся на особенности динамики изучаемого объекта. Применительно к прокатным станам фазохронометрический метод позволяет осуществлять комплексную диагностику технического состояния оборудования в режиме реального времени. Данная система диагностики сочетает в себе высокую точность, надежность, достаточную простоту установки на стан, а также обладает относительно низкой себестоимостью.

Ключевые слова: прокатный стан; фазы рабочего цикла; интервалы времени; фазохронометрический метод; обработка результатов измерений.

The phase-chronometric system installed on rolling mill is highly sensitive measuring tool that responds to the dynamics of the object under study. In the case of rolling mills, the phase-chronometric method allows complex diagnostics of the technical condition of equipment in real time. This diagnostic system combines high accuracy, reliability, sufficient ease of installation on the mill, and also has relatively low cost.

Keywords: rolling mill; operational cycle phases; time period; phase-chronometric method; processing of measurements results.

Все металлургические агрегаты уникальны по конструкции и реализуют сложный технологический процесс, который зависит от надежного функционирования всего машинного комплекса и от применения разнообразных систем жизнеобеспечения. Качество изготовления и выполнения сборочных операций прокатных станов определяют надежность и безотказность их работы. На сегодняшний день отсутствует комплексный подход к оценке качества изготовляемых деталей и технического обслуживания машин.

В вопросе диагностики прокатного оборудования также можно выделить следующие основные проблемы: нестационарные режимы работы, нестабильные обороты составных частей оборудования, переменные и знакопеременные нагрузки, непериодические удары, частые смены сортамента, конструктивная сложность, металлоемкость, отсутствие доступа. Чаще всего традиционный периодический мониторинг с использованием переносных приборов малоэффективен.

На каждом этапе изготовления или сборки возможно возникновение различных отклонений от нормы вследствие нарушения нормальной процедуры выполнения технологической операции или внешних воздействий. Дефекты, возникающие на промежуточных стадиях технологических операций, могут оставаться необнаруженными и повлиять на параметры конечной детали. Технические характеристики идентичных деталей из-за возможных вариаций режимов их обработки приобретают разброс. Таким образом, после завершения всех технологических операций создается металлургический агрегат с несколько неопределенными свойствами, что создает проблемы при проведении регламентов технического обслуживания и ремонта.

В ходе эксплуатации к перечисленным выше проблемам добавляется еще и создаваемая переменными эксплуатационными воздействиями амортизация деталей, требующих ремонта. На эффективность работы механизма суще-

ственное влияние оказывают действующие силы и качество работ по техническому обслуживанию и ремонту. Следовательно, все указанные причины являются определяющими техническое состояние прокатных станов. Процессы старения металла, протекающие неравномерно по объему деталей, способствуют перераспределению действующих сил и ускорению износа деталей.

В процессе изготовления составных частей прокатного стана необходимо учитывать также другие наиболее распространенные дефекты прокатного оборудования.

К ним относятся дефекты электродвигателей: перегрев обмоток статора, колебание угловой скорости вращения поля при частотном регулировании скоростей вращения (для асинхронных двигателей), колебание воздушного зазора между ротором и статором, колебание питающего напряжения, отказ одной из фаз, межвитковое замыкание в обмотке статора, другие внутренние дефекты электродвигателя, приводящие к изменению сопротивления индуктивностей фаз статора и ротора, повреждение подшипников, дисбаланс ротора вследствие повреждения подшипников.

К типичным дефектам редукторов относятся: износ рабочих профилей зубчатых колес, а также другие поверхностные повреждения, старение смазки подшипников и смазки в зацеплении, повреждение подшипников (заклинивание, перекос колец, разрушение сепаратора и тел качения), дисбаланс валов, возникновение трещин валов и зубчатых колес.

У шестеренных клетей также можно выделить основные проблемы, возникающие в процессе эксплуатации: адгезионное изнашивание зубьев шестеренных валков, несоответствие марки стали требованиям чертежа, значительная химическая неоднородность материала, отсутствие термической обработки, обеспечивающей необходимую категорию прочности материала детали, отсутствие возможности выявления зарождающихся трещин в шестеренных валках при проведении периодических работ по техническому обслуживанию и ремонту.

Немаловажными элементами в прокатном стане, влияющими на эффективную работу прокатного стана, являются также подшипники. Наиболее часто встречающиеся дефекты подшипников: проскальзывание тел качения, перекос колец, выход из строя смазки, износ тел и дорожек качения, физическая поломка любого составляющего подшипникового элемента, влияние дефектов опоры в подшипниках качения (скольжения).

Повышение требований к качеству проката является причиной того, что и к современному металлургическому оборудованию непрерывно ужесточаются требования по точности процесса прокатки, производительности и надежности. Однако их реализация в полном объеме сдерживается следующими факторами:

— существующие диагностические системы, основанные на амплитудных методах измерения, в настоящее время не обеспечивают полного исключения системы планово-предупредительных ремонтов, так как предоставляют возможность диагностики только отдельных частей прокатного оборудования, помимо этого, точность используемых средств измерения для решения этих задач недостаточна;

— применяемые методы диагностики прокатного оборудования часто являются недостаточно информативными и пригодны только в отдельных случаях для конкретных режимов работы прокатного стана.

Для эффективного решения проблемы оценки текущего технического состояния клетей прокатных станов предложено применение фазохронометрического метода, разработанного в МГТУ им. Н.Э. Баумана [1, 2]. Повышение качества измерительной диагностической информации в этом случае возможно благодаря переходу от амплитудной к хронометрической шкале и средствам ее реализации при относительных погрешностях $5 \cdot 10^{-4}$ % на промышленной частоте.

В данном методе используются прецизионно измеренные временные интервалы, соответствующие интервалам фаз рабочего цикла, зависящие от характерных особенностей движения элементов механизма. Цикличность движения механизма и минимальный разброс результатов измерений при осуществлении рабочего цикла позволяют выявить стабильные во времени диагностические признаки и индивидуальные количественные значения параметров, которые характеризуют техническое состояние прокатного стана.

В отличие от вибродиагностики с помощью фазохронометрического подхода можно в сотни раз быстрее определить изменение режимов работы прокатного оборудования. Реализующие его встроенные системы просты и надежны в эксплуатации.

В настоящее время проведены научно-исследовательские работы по применению фазохронометрического метода на следующих

объектах: турбоагрегаты ТЭЦ, гидроагрегаты ГЭС, приборы точной механики (часовые механизмы), газотурбинные двигатели, редукторы различных конструкций, подшипники, приводы токарного оборудования [3—10].

Обязательным условием для реализации фазохронометрического метода является измерительно-вычислительное сопровождение функционирования прокатного стана. Для этого разработана его математическая модель, содержащая систему дифференциальных уравнений, описывающих движение совокупности взаимосвязанных многомассовых крутильных систем и следующих основных параметров: активные сопротивления обмоток статора и ротора электродвигателя, индуктивности рассеяния обмоток ротора и статора, индуктивности самоиндукции фаз статора и ротора, взаимная индукция обмоток статора и ротора, угловая скорость вращения поля статора, число полюсов электродвигателя, эффективное фазное значение напряжения питания, проекции векторов токов на ось *X* для статора и ротора соответственно, проекции векторов токов на ось *Y* для статора и ротора соответственно, моменты инерции вращающихся частей стана, жесткости связей, углы поворота вращающихся элементов ходовой части стана, число зубьев зубчатых колес редуктора и шестеренной клети, момент прокатки [11].

В модели учтены динамические, кинематические и электромеханические параметры составных частей клети (рис. 1).

В качестве объекта исследования выбран лабораторный прокатный стан на кафедре "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Фазохронометрическая система для прокатного стана является информационно-измерительным комплексом и состоит из углового датчика положения (инкрементальный энкодер *1*), системы сбора информации и определения интервалов времени *2*, персонального компьютера *3*, прикладного программного обеспечения *4* (рис. 2).

Система сбора информации и определения интервалов времени реализована на плате, функционально объединяющей высокостабильный генератор импульсов, масштабный преобразователь, счетчик, формирователь измерительного импульса и хронокомпаратор.

Для оценки достоверности математической модели проведены визуальное сравнение экспериментальной и теоретической хронограмм вращения ходовых частей для разных режимов работы прокатного стана, а также сравнение положения спектральных пиков на графиках спектров *автокорреляционных функций* (АКФ).

Так как функционирующий прокатный стан — это сложная система и внутри нее про-

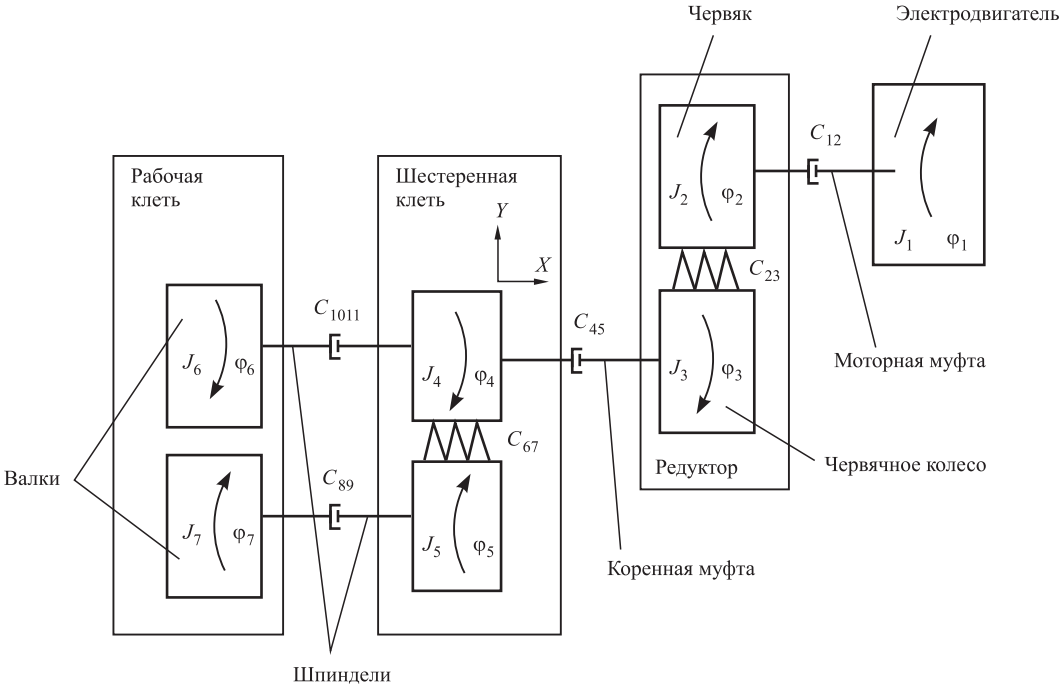


Рис. 1. Динамическая схема прокатного стана:

J_1—J_7 — моменты инерции вращающихся частей прокатного стана; C_{12}—C_{1011} — жесткости связей; φ_1—φ_7 — углы поворота вращающихся элементов ходовой части стана

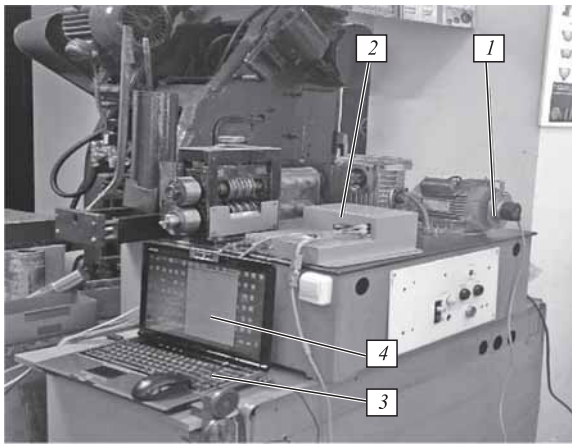


Рис. 2. Информационно-измерительный комплекс

текают процессы, которые содержат в себе некоторую случайную составляющую, следовательно, возникает необходимость вычисления АКФ. Если напрямую применять спектральный анализ к хронограммам вращения, то исследуемые спектры будут различаться в каждом отдельном случае. Применение АКФ дает возможность сократить влияние случайных частот или полностью избежать их влияния на систему.

Автокорреляционная функция может быть представлена в виде математической зависимости:

$$\Psi(\tau) = \int \theta(n)\theta(n_k - \tau)\,dn, \qquad (1)$$

где τ — смещение по фазе; $\theta(n)$ — хронограмма вращения; n_k — квант фазы.

Хронограмма вращения представляет собой аналоговый периодический сигнал [12]. Его можно представить в виде ряда Фурье:

$$S_T(t) = \sum_{m=-\infty}^{\infty} C[m]\,e^{j2\pi f_1 t} = C[0] + \sum_{m=1}^{\infty} 2|C[m]|\cos\left(2\pi m f_1 t + \arg C[m]\right), \qquad (2)$$

где $m = 0, \pm1, \pm2, \ldots$; $C[m] = C^*[-m] = |C[m]| \times \exp\{\arg C[m]\}$ — комплексные коэффициенты ряда Фурье; f_1 — частота первой гармоники; $T = 1/f_1$ — период сигнала.

Коэффициенты ряда Фурье $C[m]$, В, можно вычислить по заданному периодическому сигналу $S_T(t)$:

$$C[m] = \frac{1}{T}\int_{-T/2}^{T/2} S_T(t)\,e^{-j2\pi m f_1 t}\,dt, \qquad (3)$$

где j — комплексное число; t — время сигнала.

Для сравнения периодических сигналов друг с другом используются параметры сигналов и спектров. Основным параметром аналогового периодического сигнала является его средняя мощность $P_{ср}$, $В^2$. Под средней мощностью сигнала $S_T(t)$ понимается площадь под квадратом временной функции сигнала в пределах периода T, отнесенная к этому периоду:

$$P_{ср} = \frac{1}{T}\int_{-T/2}^{T/2} S_T^2(t)\,dt. \qquad (4)$$

Согласно теореме Парсеваля для периодических сигналов среднюю мощность можно определить и с помощью коэффициентов ряда Фурье:

$$P_{ср} = \sum_{m=-\infty}^{\infty} C[m]C^*[m] = \sum_{m=-\infty}^{\infty} |C[m]|^2. \qquad (5)$$

Холостой ход электродвигателя на частоте вращения *n* = 1350 об/мин. Работа прокатного стана на холостом ходу характеризуется режимами, при которых отсутствует нагрузка, связанная с процессом прокатки. Для данного случая в результатах измерений холостого хода присутствуют погрешности, связанные с неравномерностью работы электродвигателя,

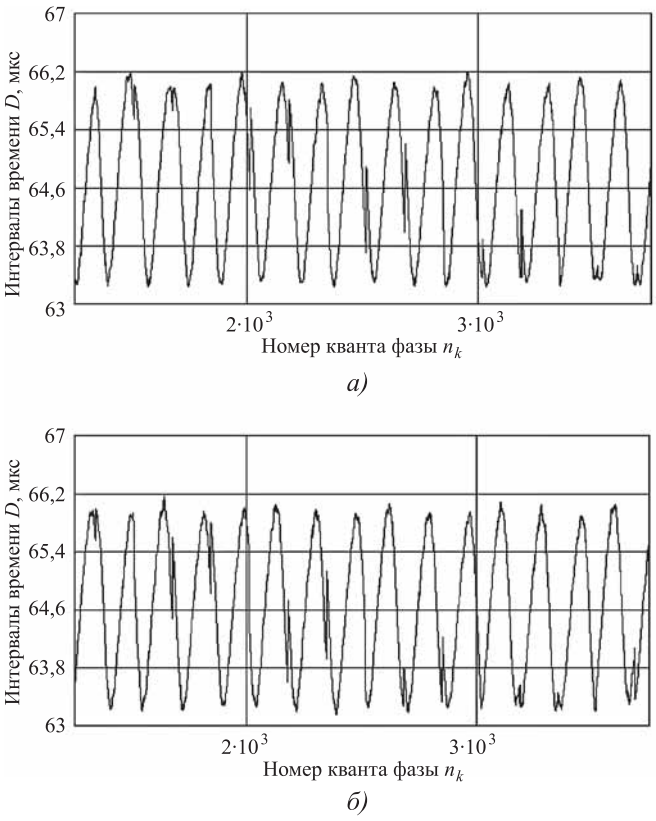
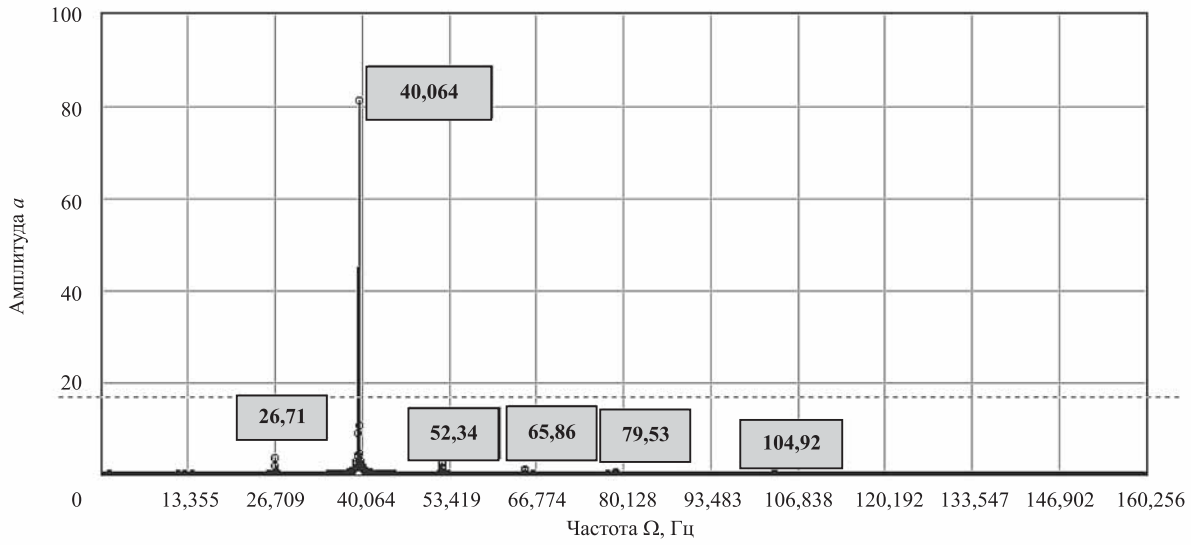
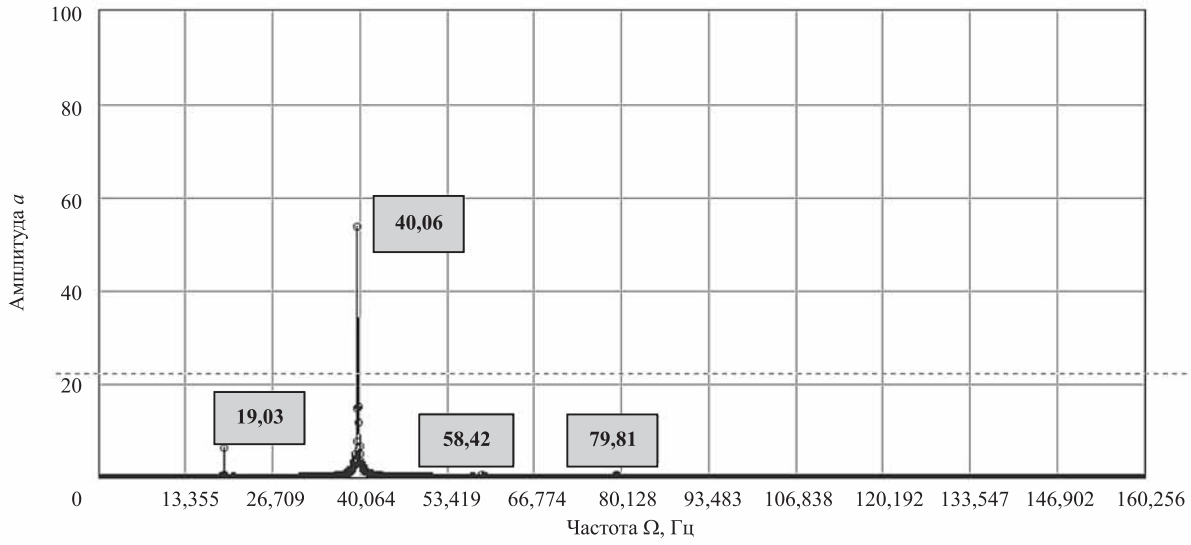


Рис. 3. Экспериментальная хронограмма вращения электродвигателя на холостом ходу (*n* = 1350 об/мин):

а — редуктор без дефектов, максимальная неравномерность вращения 3,2 мкс; *б* — редуктор с дефектом червячного элемента, 3,38 мкс



а)



б)

Рис. 4. Экспериментальный спектр АКФ для электродвигателя (*n* = 1350 об/мин):
а — редуктор без дефектов; *б* — редуктор с дефектом червячного элемента

влиянием неточности сборки стана, температурных деформаций и т.д.

На рис. 3 приведены экспериментальные хронограммы вращения электродвигателя на холостом ходу при частоте вращения n = = 1350 об/мин для редуктора без дефектов и с дефектом червячного элемента, на рис. 4 — соответствующие спектры частот.

В результате эксперимента был подтвержден тот факт, что в ходе работы прокатного стана происходит приработка вращающихся элементов механизма, поэтому малоамплитудные

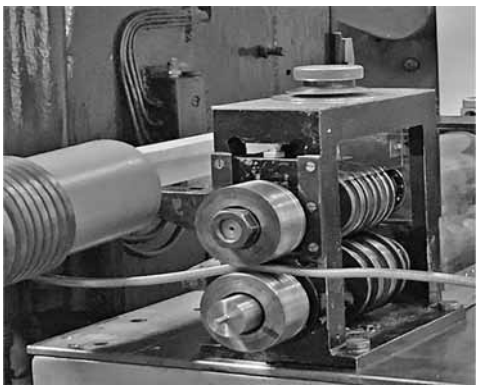
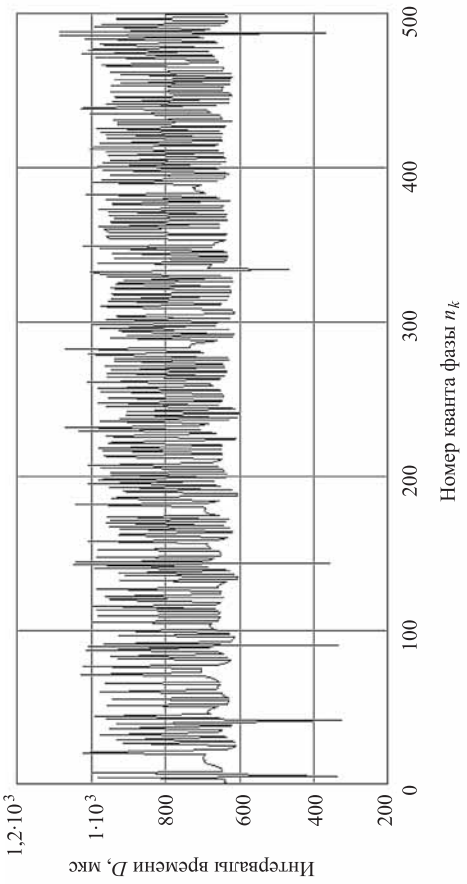


Рис. 5. Прокатка свинцовой заготовки



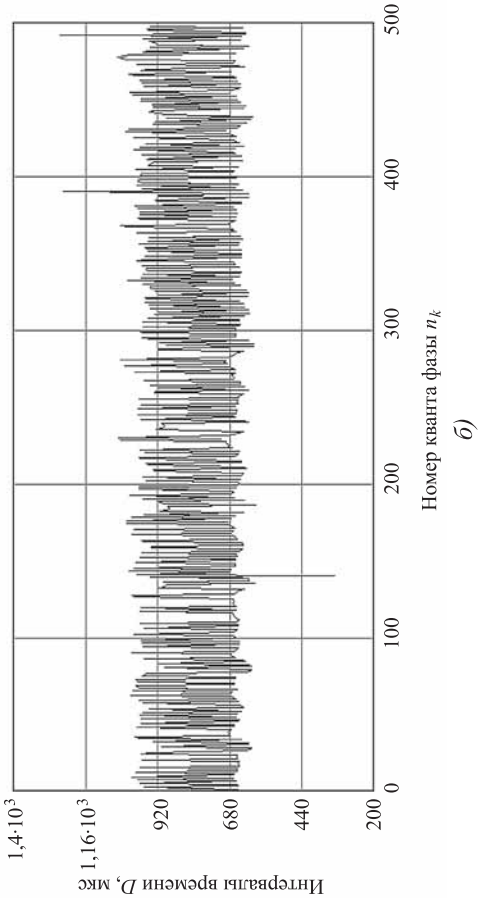
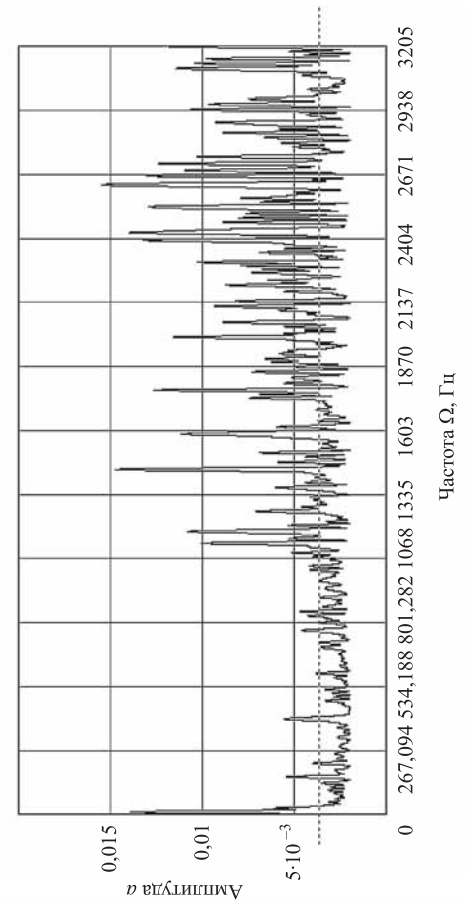


Рис. 6. Экспериментальная (*а*) теоретическая (*б*) хронограммы вращения валка при прокатке (n = 18 об/мин)



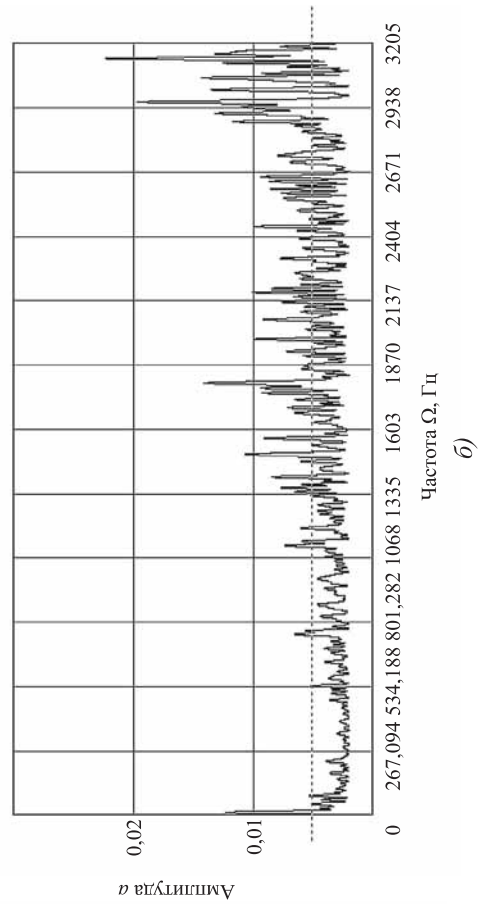


Рис. 7. Экспериментальный (*а*) и теоретический (*б*) спектры АКФ по Фурье: a — $P_{ср}$ = 2939 В^2; $б$ — $P_{ср}$ = 2779 В^2

частоты исчезают. Из хронограмм также очевидно увеличение неравномерности на 5,63 %.

Прокатка свинцовой заготовки 11,5×2 мм: рабочий ход валка на частоте вращения *n* = 18 об/мин, зазор между валками 1,5 мм, степень деформации ε = 25 %. В процессе прокатки (рис. 5) возникает момент сопротивления, поэтому составные части системы деформируются и меняется характер вращения подвижных узлов и деталей механизма.

На рис. 6 показаны экспериментальная и теоретическая хронограммы (без грубых погрешностей измерений "выбросов") вращения рабочего валка в ходе прокатки на частоте вращения *n* = 18 об/мин, на рис. 7 — экспериментальный и теоретический спектры АКФ по Фурье.

Из рис. 7 следует, что амплитуды экспериментального спектра АКФ в отличие от теоретического увеличиваются, а также наблюдается рост мощности экспериментального спектра относительно теоретического на 5,76 %. Таким образом, можно сделать вывод о наличии дефекта: поломки червячного элемента в редукторе прокатного стана (рис. 8).

Рис. 8. Поломка червячного элемента редуктора

Заключение. Установленная на прокатном стане фазохронометрическая система представляет собой высокочувствительный измерительный инструмент, откликающийся на особенности динамики изучаемого объекта. Однако для его превращения в средство измерительно-вычислительного прогнозирующего мониторинга технического состояния прокатного стана необходима идентификация предложенной математической модели на основе данных натурных экспериментов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Киселев М.И., Пронякин В.И.** Проблема точности при метрологическом обеспечении производства и эксплуатации машин и механизмов // Проблемы машиноведения: точность, трение и износ, надежность, перспективные технологии / под ред. В.П. Булатова. СПб: Наука, 2005. С. 7—24.
2. **Киселев М.И., Пронякин В.И.** Прецизионный фазовый контроль функционирующих циклических машин и механизмов хронометрическим методом и его приложения // Фундаментальные проблемы и прикладные проблемы теории точности процессов, машин, приборов и систем ("Фридлендеровские чтения"): тр. пятой сессии междунар. научной школы: СПб.: ИПМ, 2002. С. 55—60.
3. **Киселев М.И., Новик Н.В., Пронякин В.И.** Регистрация параметров крутильных колебаний валопровода турбогенератора // Измерительная техника. 2000. № 12. С. 34—36.
4. **Киселев М.И., Комшин А.С., Байков А.И. и др.** Многофакторное информационно-метрологическое сопровождение эксплуатации гидроагрегатов на базе фазохронометрического подхода // Гидротехническое строительство. 2015. № 2. С. 2—8.
5. **Бережко И.А., Гостюхин О.С., Комшин А.С.** Информационные измерительные фазохронометрические системы для диагностики в области электроэнергетики // Приборы. 2014. № 5. С. 13—17.
6. **Киселев М.И., Пронякин В.И.** Прецизионная автоматическая бесконтактная диагностика и разработка САПР устройств точной механики // Исследования динамики и прочности машин: Тр. МВТУ им. Н.Э. Баумана. 1986. № 467. С. 59—68.
7. **Киселев М.И., Пронякин В.И.** Измерительно-вычислительное обеспечение создания часовых механизмов // Измерительная техника. 2003. № 5. С. 22—28.
8. **Киселев М.И., Комшин А.С., Пронякин В.И. и др.** Многофакторные математические модели функционирования авиационных газотурбинных двигателей в фазохронометрическом представлении // Метрология. 2011. № 9. С. 13—27.
9. **Измерительный** контроль износа рабочих поверхностей зубчатых колес в процессе эксплуатации / Е.А. Кудрявцев, В.Н. Атаманов, В.И. Пронякин, В.Н. Гуляев // Приборы. 2014. № 6. С. 52—55.
10. **Потапов К.Г.** Оценка технического состояния главных приводов токарных станков фазохронометрическим методом // Мир измерений. 2014. № 12. С. 10—18.
11. **Аракелян А.С.** Элементы теории математического моделирования асинхронных двигателей. М., 2010. 153 с.
12. **Кузнецов Ю.В., Баев А.Б.** Спектральный и временной анализ импульсных и периодических сигналов. М.: МАИ, 2007. 96 с.

Юрий Павлович Шинкаревич, канд. техн. наук;
Луиза Халисовна Минязева,
miluiza@yandex.ru

УДК 669.245'71.018.45

О.А. Скачков[1], А.А. Дроздов[1, 2], Т.А. Березина[1, 3], К.Б. Поварова[2], А.Е. Морозов[2], С.В. Пожаров[1], С.Д. Карпухин[3]

([1] ФГУП "ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина",
[2] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
[3] Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Порошковые сплавы FeCrAl и NiAl. II. Механоактивация порошков*

Изучено влияние обработки в аттриторе порошков сплавов Fe—20Cr—6Al и Ni—35Al (NiAl), полученных методом гидридно-кальциевого восстановления, на гранулометрический состав, удельную поверхность, форму частиц и степень наклепа порошков. Показано, что для изготовления плотных компактных гранул пластичного сплава системы Fe—20Cr—6Al и дробления частиц порошков сплава Ni—35Al (NiAl), а также механоактивации этих порошков необходимым и достаточным является проведение обработки порошков в высокоэнергетической шаровой мельнице — аттриторе в течение 10...12 ч. Дальнейшее увеличение времени обработки слабо влияет на размер гранул и уровень внутренних напряжений и является экономически нецелесообразным.

Ключевые слова: механическое легирование; высокохромистая ферритная сталь; моноалюминид никеля; гидридно-кальциевое восстановление; гранулометрический состав.

The effect of processing in the attritor of powders of Fe—20Cr—6Al and Ni—35Al (NiAl) alloys obtained by the hydride-calcium reduction method on the particle size distribution, specific surface area, particle shape, and the degree of hardening of powders is studied. It is shown that to produce dense compact particles of powders of plastic alloy of the Fe—20Cr—6Al and to crush the particles of Ni—35Al (NiAl) alloy powders, and mechanoactivation of these powders, it is necessary and sufficient to perform powder processing in high-energy ball mill for 10...12 h. Further increase in the processing time has little effect on the size of the granules and the level of internal stresses and is economically impractical.

Keywords: mechanical alloying; high-chromium ferritic steel; nickel monoaluminide; hydride-calcium reduction; granulometric composition.

Введение. Легкие жаропрочные и жаростойкие сплавы на основе интерметаллидов и, в частности, алюминидов никеля, а также высокохромистые сплавы железа с алюминием системы Fe—Cr—Al с направленной структурой являются перспективными материалами для обтекателей и аэродинамических рулей ракетной техники, экранов камер сгорания надроторных вставок, деталей авиационных и газотурбинных двигателей, газотурбинных энергетических установок, горелочных устройств теплотехнического оборудования металлургии, машиностроения, нефтехимических производств.

На рис. 1 приведена диаграмма, отражающая преимущества этих сплавов по сравнению с известными жаропрочными материалами по двум показателям: предельные рабочие температуры $T_{раб}$ и плотность ρ. Как видно из гистограммы, сплавы системы Fe—Cr—Al и моноалюминид никеля NiAl имеют максимальные предельные рабочие температуры, а по плотности уступают только сплавам титана и алюминидам титана; рабочие температуры последних выше, чем сплавов титана, но не превышают 800 °С.

* Работа выполнена по государственному заданию № 007-00129-18-00 (госбюджетная тема 45.3).

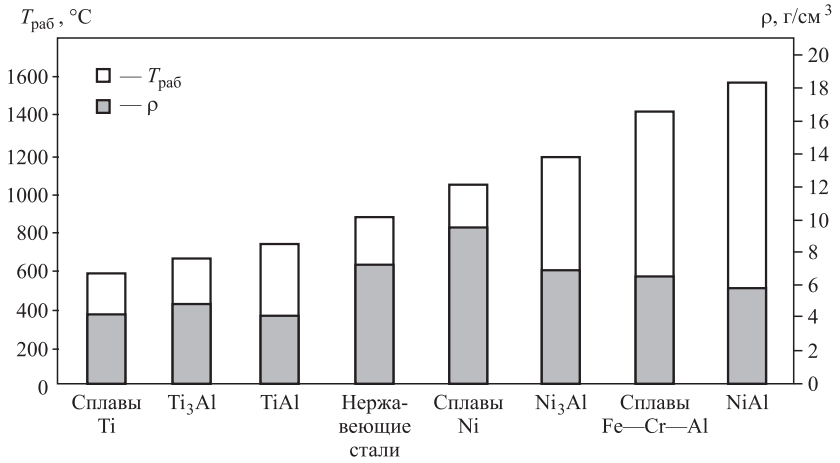


Рис. 1. Диаграмма предельных рабочих температур $T_{раб}$ и плотности ρ промышленных сплавов и новых высокожаростойких материалов

Порошковые сплавы Fe—20Cr—6Al (FeCrAl) и Ni—35Al (NiAl), в которых сформирована структура с малой долей поперечных границ, стабилизированная дисперсными частицами термодинамически стабильных тугоплавких оксидов, — наиболее перспективные для изготовления деталей, работающих при относительно небольших нагрузках при температурах до 1450 и 1550 °C соответственно (выше температуры плавления современных никелевых суперсплавов) [1—3].

Ранее было изучено влияние способа получения исходных порошков сплавов Fe—20Cr—6Al и Ni—35Al (NiAl) на их физико-химические свойства и технологические характеристики. Показано, что метод *гидридно-кальциевого восстановления* (ГКВ) оксидов Ni и Al или Fe, Cr и Al позволяет получить порошки, уже имеющие заданный фазовый состав (β-NiAl и α-Fe соответственно), однородное распределение элементов по всему объему заготовки. В отличие от ГКВ-порошков β-NiAl ГКВ-порошки Fe—20Cr—6Al являются практически бездефектными и имеют низкий уровень внутренних напряжений [4, 5].

Однако полученные ГКВ-порошки обоих материалов имели недостатки, выявившиеся при формовании и последующих переделах. Рыхлые губчатые частицы порошков сплава Fe—20Cr—6Al, полученные ГКВ, являющиеся сростками частиц размером 5...10 мкм, имеют развитую поверхность, несут большое количество адсорбированного кислорода и влаги, плохо заполняют пространство контейнера при компактировании.

Дисперсные ГКВ-порошки NiAl, представляют собой плотные монокристаллические частицы со слаборазвитой поверхностью, высоким уровнем внутренних напряжений, неспособные к деформации. Получение из них плотных формовок и последующее спекание затруднены из-за малой площади контакта между частицами.

Для устранения указанных недостатков порошков необходимы получение плотных компактных гранул сплава Fe—20Cr—6Al, пригодных для формования, и дробление частиц порошков сплава Ni—35Al (NiAl), а также механоактивация порошков, введение дефектов, облегчающих протекание диффузионных процессов при нагреве в процессе компактирования и последующих переделов.

Отметим еще один важный аспект подготовки порошков к последующим операциям получения из них сплавов типа Fe—20Cr—6Al (NiAl) + Me_2O_3, где Me — металл IIIA группы Периодической системы элементов (например Y, La). Для этих сплавов необходимо обеспечить равномерное распределение частиц упрочняющей фазы, чтобы избежать образования достаточно крупных скоплений субмикронных частиц оксидов на стыках границах зерен, где они могут образовывать крупные скопления (сегрегации), иногда соизмеримые с размером зерен матрицы. Проведенные ранее исследования [6, 7] показали, что для этого необходимо интенсифицировать перемешивание порошков оксидов с порошками матрицы, что может быть осуществлено путем интенсификации перемешивания в процессе механоактивации.

В связи с этим целью второго этапа данной работы было изучение влияния механоактивации на строение и свойства порошков FeCrAl и NiAl, полученных гидридно-кальциевым восстановлением.

Методика эксперимента. Обработку порошков в аттриторе (рис. 2) проводили в среде аргона (сплав Fe—20Cr—6Al) или этилового спирта (NiAl) при шаровой нагрузке (отношение массы шаров к массе порошка) 5:1. Частота вращения импеллера составляла 210...250 мин$^{-1}$. Время обработки варьировали от 2 до 30 ч. После обработки в этиловом спирте порошки

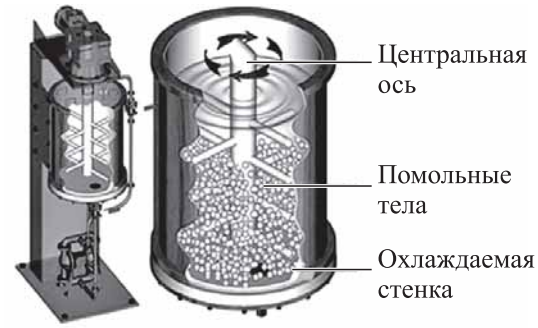


Рис. 2. Схема обработки порошков в аттриторе

сушили в вакууме при температуре 80 °С. Масса порошка 50 кг.

Гранулометрический состав определяли на лазерном анализаторе LA-950 HORIBA. Морфологию частиц порошка исследовали на растровых электронных микроскопах JSM-6480LV и JSM-U3. Содержание кислорода в порошках определяли на анализаторе TC-436 фирмы LECO. Удельную поверхность порошков определяли методом BET на приборе Beckman Coulter SA 3100. Пробоподготовку образца для удаления адсорбированных при хранении порошка газов осуществляли в вакууме при температуре 300 °С в течение 30 мин.

Съемку профилей рентгеновских дифракционных линий порошков сплава Fe—20Cr—6Al проводили на рентгеновском дифрактометре Гейгерфлекс (Rigaku) с монохроматизированным CoK_α-излучением. Определяли ширину линий ОЦК α-Fe с индексами (110), (211), (220), а в ряде случаев также (200). Для этого экспериментальный профиль аппроксимировали суммой двух функций вида $Y = A/(1 + (X - C)^2/B^2)^2$ с учетом расщепления и соотношения интенсивностей спектрального дублета α_1-α_2. Уровень внутренних напряжений и степени наклепа порошка NiAl оценивали на рентгеновском дифрактометре Rotaflex (Япония) в CuK_α-излучении методом гармонического анализа формы дифракционной линии, основанного на измерении ширины и интенсивности интерференционных линий. Для разделения эффектов уширения линий за счет искажений II рода и областей когерентного рассеяния определяли ширину линий двух порядков отражений (110) и (220).

Образцы ГКВ-порошков, не подвергавшиеся обработке в аттриторе, обозначены А0, после аттритирования в течение τ = 5...30 ч образцы обозначены А5...А30 соответственно.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Внешний вид исходных порошков сплава Fe—20Cr—6Al и сплава Ni—35Al (NiAl), полученных методом ГКВ, приведен на рис. 3. Рыхлые крупные губчатые частицы Fe—20Cr—6Al (неупорядоченная ОЦК кристаллическая решетка α-Fe) состоят из сростков частиц размером 5...12 мкм, имеющих сглаженную поверхность (см. рис. 3, *а*, *б*), что свидетельствует о значительном развитии массопереноса на поверхности. Каждая частица порошка NiAl (упорядоченная ОЦК B2 (cP2) типа CsCl кристаллическая решетка) представляет собой плотный монокристалл, сформировавшийся при послойной кристаллизации из парогазовой фазы, что подтверждают террасы на поверхности плотных частиц (см. рис. 3, *в*, *г*).

ГКВ-порошки сплава Fe—20Cr—6Al (А0) являются разнозернистыми. Наиболее велика объемная доля рыхлых губчатых частиц-кон-

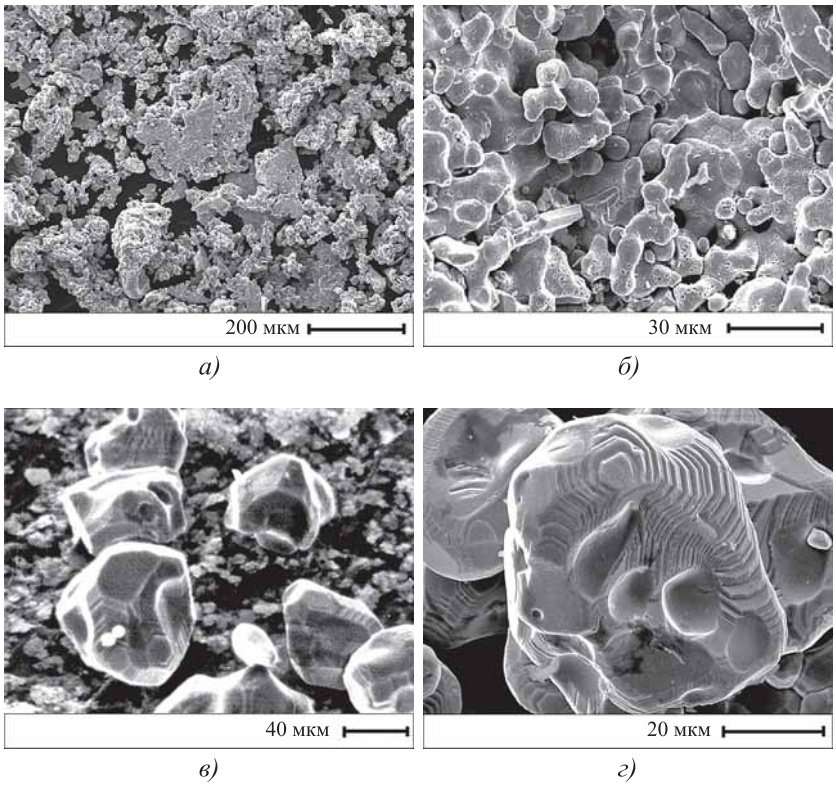


Рис. 3. Порошки сплавов Fe—20Cr—6Al (*а*, *б*) и Ni—35Al (NiAl), полученные ГКВ

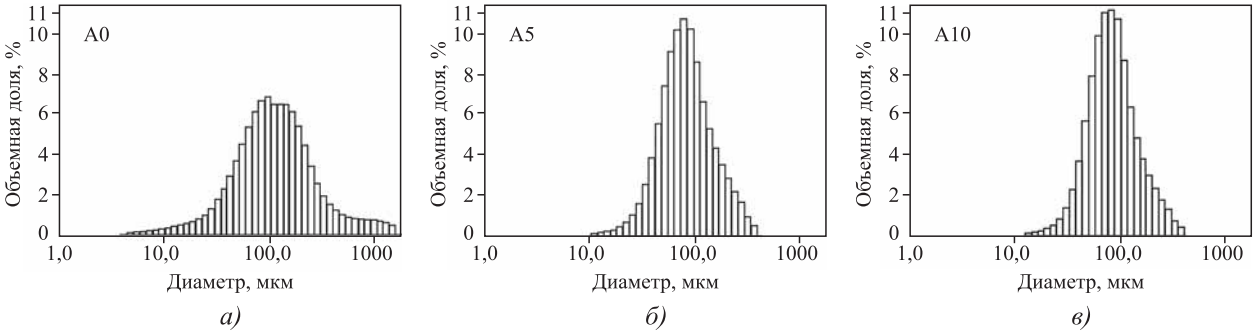


Рис. 4. Гранулометрический состав порошков сплава Fe—20Cr—6Al, полученных ГКВ (*а*) и после обработки в аттриторе в течение 5 ч (*б*) и 10 ч (*в*)

гломератов неправильной формы размером 80...150 мкм (рис. 4, *а*). Много крупных конгломератов размером 400...500 мкм, встречаются конгломераты размером ~1000 мкм. Мелкие конгломераты могут состоять из нескольких частиц размером 5...7 мкм. В порошках NiAl, полученных ГКВ, основная масса плотных частиц-монокристаллов имеет размеры менее 45...50 мкм (20...40 мкм). Отношение среднего диаметра частиц к толщине $d/h = 1$ для NiAl (равноосные частицы) и, по-видимому, может быть приравнено к 1 для рыхлых конгломератов сплава Fe—20Cr—6Al.

В процессе размола в аттриторе происходят интенсивное изменение формы и изменение гранулометрического состава, измельчение порошков сплавов Fe—20Cr—6Al и Ni—35Al (см. рис. 4 и рис. 5).

При обработке в аттриторе порошка сплава Fe—20Cr—6Al с неупорядоченной ОЦК кристаллической структурой, обладающего запасом пластичности, уже после первых 5 ч обработки в результате многократной деформации сжатием и сдвигом исчезают крупные конгломераты размером более 300 мкм (см. рис. 4, *б*). Происходят уплотнение ("сваривание") рыхлых частиц, наслоение чешуйчатых фрагментов исходных частиц. Образуются компактные округлые частицы немного сплющенной формы (см. рис. 5, *а*). Эти процессы приводят к образованию после обработки в течение 5 ч (A5) порошков с более однородным гранулометрическим составом (см. рис. 4, *б*). При увеличении времени обработки в аттриторе до 10 ч (A10) продолжается уменьшение объемной доли наиболее мелких и наиболее крупных плотных частиц, резко возрастает объемная доля частиц размером 50...100 мкм (см. рис. 4, *в*). Дальнейшее увеличение времени обработки до 12 и 15 ч (A12, A15) не приводит к существенному изменению гранулометрического состава порошков по сравнению с A10.

Уменьшается средний размер частиц порошка от ~110 мкм для ГКВ-порошка A0 (значение до некоторой степени условное, учитывая раз-

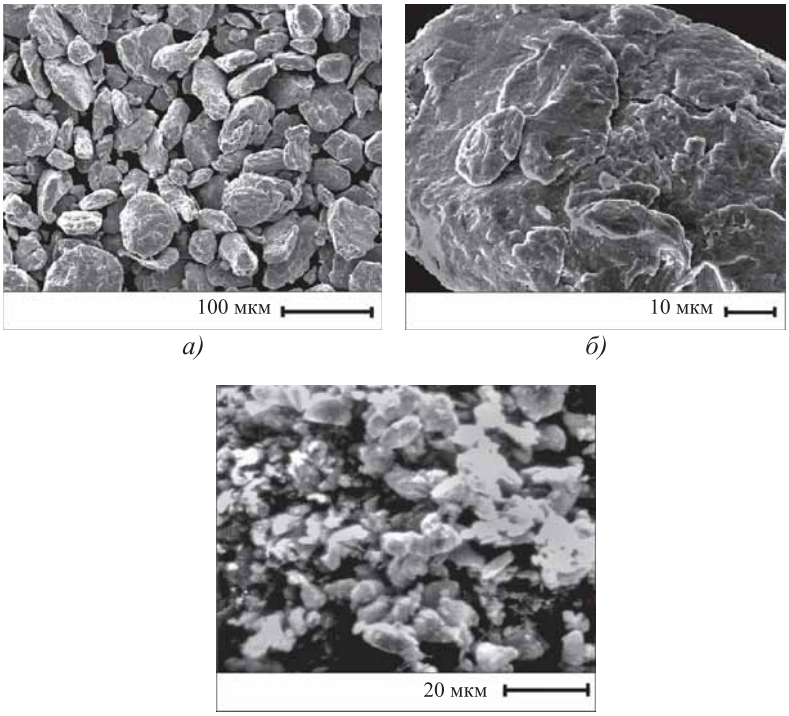


Рис. 5. Порошки сплавов Fe—20Cr—6Al (*а*, *б*) и Ni—35Al (*в*) после обработки в аттриторе:
а — 5 ч; *б*, *в* — 12 ч

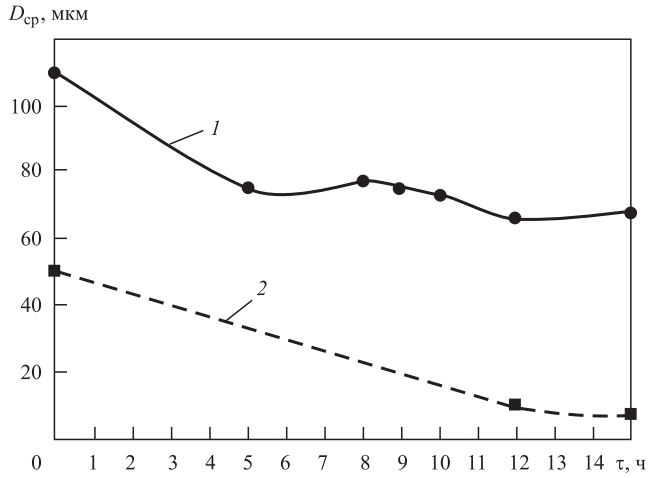


Рис. 6. Влияние продолжительности обработки в аттриторе на размер частиц порошков сплавов Fe—20Cr—6Al (*1*) и NiAl (*2*), полученных ГКВ

брос размеров частиц (см. рис. 3, *а*, 4, *а*) до 80...65 мкм для А5...А15 (см. рис. 5, *б* и рис. 6).

При обработке в аттриторе порошка хрупкого интерметаллида Ni—35Al (NiAl) практически после первых часов обработки, начинается разрушение сколом и измельчение частиц (см. рис. 5, *в* и рис. 6). Процессы, происходящие при обработке в аттриторе в обоих порошках, приводят к изменению формы частиц, сплющиванию более пластичных частиц сплава Fe—20Cr—6Al (d/h = 2...3 после 5 ч обработки; d/h = 3...4 после 12 ч) (см. рис. 5, *б*) и образованию чешуйчатых частиц NiAl (d/h = = 8...10 после 12, 15 ч).

Удельная поверхность ГКВ-порошков сплава Fe—20Cr—6Al (А0) составляет 0,32 м^2/г. Она уменьшается в 3 раза после обработки в аттриторе в течение 5 ч (А5) и далее для порошков А8, А9, А10 и А12 сохраняется на одинаковом уровне ~(0,1 ± 0,05) м^2/г. Это свидетельствует о формировании в течение первых 5 ч крупных плотных гранул, размер которых мало изменяется с увеличением времени аттритирования в исследованных пределах в связи с установлением некоторого равновесия между процессами укрупнения, сплющивания и, возможно, фрагментации гранул.

Удельная поверхность ГКВ-порошка NiAl (А0) разных партий колеблется в интервале 0,18...0,26 м^2/г. После измельчения в аттриторе в течение 10...15 ч (А12, А15) она достигает 5...5,5 м^2/г и далее (А30) практически не изменяется. Резкое увеличение удельной поверхности (в ~20 раз) связано с дроблением крупных плотных частиц, образованием оскольчато-чешуйчатых частиц. Процессы сваривания частиц не выявлены.

Уровень внутренних микронапряжений в плотных монокристаллических частицах ГКВ-порошка NiAl, имеющего упорядоченную ОЦК B2 (cP2) типа CsCl кристаллическую решетку, значительно выше, чем в частицах порошка сплава Fe—20Cr—6Al, представляющего собой твердый раствор на основе α-Fe с неупорядоченной ОЦК кристаллической структурой. При обработке в аттриторе частицы порошков подвергаются интенсивной деформации сжатием и сдвигом, что вызывает искажение кристаллической решетки, возрастает уровень внутренних микронапряжений $\Delta a/a$ (рис. 7).

При увеличении времени обработки в аттриторе уровень микронапряжений и параметр элементарной ячейки постепенно возрастают. В течение первых 5 ч обработки, когда происходят процессы формирования гранул слипанием частиц, намазыванием друг на друга, сваркой, наклеп порошка сплава Fe—20Cr—6Al наиболее интенсивный. Увеличение времени аттритирования до 8 ч приводит к некоторому увеличению их размеров (см. рис. 6), сплющиванию и появлению трещин, что при дальнейшем увеличении времени аттритирования до 10...12 ч приводит к началу их разрушения. При этом уровень внутренних напряжений и

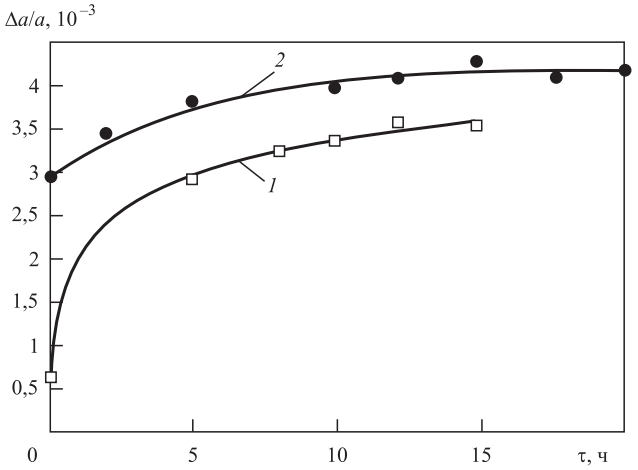


Рис. 7. Влияние продолжительности обработки в аттриторе на уровень микронапряжений порошков сплавов Fe—20Cr—6Al (*1*) и NiAl (*2*), полученных методом ГКВ

параметр элементарной ячейки повышаются незначительно, происходит "насыщение дефектами".

Для ГКВ-порошка NiAl, каждая частица которого представляет собой монокристалл или сросток нескольких кристаллов, их деформация сжатием или сдвигом невозможна, поскольку электронное строение NiAl характеризуется наличием сильной ковалентной и слабой ионной составляющими, причем эти направленные связи преобладают над металлической [8—10]. Происходит не столько деформация частиц, сколько их разрушение преимущественно сколом. В порошках NiAl (A12...A20) изменение параметра $\Delta a/a$ достигает $(4{,}0...4{,}5)\cdot 10^{-3}$, т.е. увеличилось в 1,3—1,5 раза по сравнению с исходным состоянием (после ГКВ). В порошках деформируемого сплава Fe—20Cr—6Al изменение параметра $\Delta a/a$ достигает $3{,}5\cdot 10^{-3}$, т.е. увеличилось в 7 раз.

Таким образом, ориентируясь на данные по размерам частиц и уровню внутренних напряжений, можно считать, что после 10...12 ч обработки в аттриторе достигнуто наилучшее сочетание этих показателей. Дальнейшая механоактивация в аттриторе практически не приводит к значимым изменениям этих показателей и, следовательно, является нецелесообразной.

Выводы

1. Изучено влияние механоактивации порошков Fe—20Cr—6Al и Ni—35Al (NiAl), полученных методом гидридно-кальциевого восстановления, в аттриторе на гранулометрический состав, удельную поверхность и форму частиц, степень наклепа порошков.

2. Уровень внутренних микронапряжений в полученных ГКВ-порошках значительно выше в мелкозернистых плотных монокристаллических частицах интерметаллида NiAl со смешанным типом межатомной связи (металлическая, ковалентная и ионная составляющие), чем в пластичных порошках сплава Fe—20Cr—6Al (α-Fe) с металлической связью.

3. В результате деформации сжатием и сдвигом частиц ГКВ-порошков сплава Fe—20Cr—6Al при обработке в аттриторе основные превращения, связанные с формированием однородных гранул из рыхлых разноразмерных конгломератов частиц (слипание, сваривание, уплотнение, сплющивание), заканчиваются после первых 5 ч обработки в аттриторе.

4. При обработке в аттриторе порошка хрупкого интерметаллида NiAl практически после первых часов обработки начинается разрушение сколом и измельчение частиц.

5. В порошках обоих типов после обработки в аттриторе в течение 10...12 ч уровень внутренних микронапряжений и параметр элементарной ячейки практически не увеличиваются, происходит "насыщение дефектами". Дальнейшая обработка в аттриторе мало изменяет размер частиц и уровень внутренних микронапряжений.

6. Для получения плотных компактных гранул сплава системы Fe—20Cr—6Al, пригодных для получения из порошков формовок, и дробления частиц порошков сплава Ni—35Al (NiAl), а также их механоактивации и введения дефектов, облегчающих протекание диффузионных процессов при нагреве в процессе компактирования и последующих переделов, необходимым и достаточным является проведение обработки порошков в высокоэнергетической шаровой мельнице — аттриторе в течение 10...12 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Физико-химические** подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы / К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, Н.К. Казанская, А.Е. Морозов, А.В. Антонова // Металлы. 2011. № 2. С. 48—62.

2. **Povarova K.B., Skachkov O.A.** Preparation, Structure, and Properties of Ni_3Al and NiAl Light Powder Alloys for Aerospace // 2006 POWDER METALLURGY World Congress and Exhibition. September 24—28, 2006/ Bexco, Busun, Korea. Publications Ltd: Switzerland, UK, USA. Material Science Forum. 2007. Vol. 1. P. 1585—1588.

3. **Effect** of the Preparation Methods of NiAl Powders on the Structure and Properties of NiAl Alloys and NiAl—Y_2O_3 composites / O.A. Skachkhov, K.B. Povarova, A.A. Drozdov, O.N. Makarevich, A.E. Morozov // Proceedings of PM2010 World Congress, Florence 10—14.10.2010, Fortezza da Basso Centre. Vol. 5. P. 344—3514.

4. **Порошковые** сплавы NiAl. I. Получение порошков NiAl / К.Б. Поварова, О.А. Скачков, Н.К. Казан-

ская, А.А. Дроздов, Ю.Ф. Терновой, О.В. Маторина, А.Е. Морозов // Металлы. 2011. № 5. С. 68—78.

5. **Порошковые** сплавы FeCrAl и NiAl. I. Получение порошков / К.Б. Поварова, О.А. Скачков, А.А. Дроздов, С.В. Пожаров, Т.А. Березина // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Т. 15. № 8. С. 370—377.

6. **Изучение** влияния способа введения Y_2O_3 в порошковые сплавы на основе NiAl на структуру сплавов. I. Перемешивание в шаровой мельнице / К.Б. Поварова, Т.Н. Вершинина, О.А. Скачков, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов // Металлы. 2012. № 5. С. 60—65.

7. **Изучение** влияния способа введения Y_2O_3 в порошковые сплавы на основе NiAl на структуру сплавов. II. Механоактивация / О.А. Скачков, К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов, С.И. Пожаров // Металлы. 2012. № 5. С. 66—70.

8. **Electronic** structure of NiAl / S.C. Lui, J.W. Davenport, E.W. Plummer, D.M. Zehner, B.W. Fernando // Physical Review. 1990. Vol. 42. Iss. 3. P. 1582—1597.

9. **Fox A.G., Tabbernor M.A.** The bonding charge density of βNiAl // Acta Metal. Mater. 1991. Vol. 39. P. 669—678.

10. **Dannohi H.D., Lukas H.L.** Calorimetric determination of the enthalpies of formation of some intermetallic compounds (in German) // Z. Metallk. 1974. Vol. 65. № 10. P. 642—649.

Олег Александрович Скачков;
Андрей Александрович Дроздов, канд. техн. наук,
aadrozdov76@mail.ru;
Татьяна Александровна Березина;
Кира Борисовна Поварова, д-р техн. наук;
Алексей Евгеньевич Морозов, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Пожаров;
Сергей Дмитриевич Карпухин, канд. техн. наук

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
Цена 1300 руб.

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

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

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 669.3:621.74

К.Г. Семенов, К.А. Батышев, В.В. Чернов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Анализ легирующих элементов для синтеза низколегированных сплавов на основе меди

Проведен анализ легирующих элементов для синтеза низколегированных сплавов на основе меди. Одними из перспективных сплавов являются сплавы меди и железа.

Ключевые слова: технологии; растворимость; легирование; стандарты; медь; железо; фосфор; электропроводность; теплопроводность.

Analysis of alloying elements for the synthesis of low-alloy copper-based alloys is performed. One of the promising alloys are alloys of copper and iron.

Keywords: technologies; solubility; alloying; standards; copper; iron; phosphorus; electrical conductivity; thermal conductivity.

Медь продолжает оставаться основным токопроводящим материалом в электротехнике и в новых технологиях. 70 % чистой меди потребляется для изготовления токопроводящих изделий. Основным недостатком продукции из чистой меди являются низкие механические свойства и интенсивное образование окалины (оксида меди) в процессе производства.

Разработка низколегированных сплавов меди, расширяющая технические возможности меди, ведется давно, и в настоящее время создано около 1000 сплавов. Однако в промышленности внедрены лишь десятки низколегированных сплавов на основе меди [1]. Основная причина — недостаточно высокие технологические свойства некоторых сплавов, затрудняющие различные виды деформации (прокатку, волочение и др.) или получение качественных полуфабрикатов (слитков) в процессе литья из-за низких литейных свойств (недостаточная жидкотекучесть, склонность к пленообразованию, горячеломкость и др.) [2].

Наиболее известны хромовые бронзы (0,1...1,0 % Cr) с добавками Zr, Ti, Ca, Cd и других легирующих элементов. Эти сплавы относятся к группе дисперсионно-твердеющих сплавов, т.е. повышенные свойства у них приобретаются в результате термомеханической обработки [3, 4].

Другая группа сплавов базируется на сплавах систем Cu—Ni, Cu—Al, Cu—Fe, у которых жаропрочность определяется прочностью межатомных связей. У этих сплавов более высокие литейные свойства, но пониженные характеристики электро- и теплопроводности.

В период с 1980 по 2010 г. проведены работы [5—8] по определению рациональных составов ряда наиболее перспективных низколегированных сплавов для получения из них фасонных отливок, обладающих повышенными литейными и механическими свойствами, окалиностойкостью в сочетании с достаточно высокими значениями теплопроводности.

Анализ легирующих элементов может быть полезен для уточнения и понимания теории синтеза низколегированных сплавов, основываясь и сопоставляя известные данные о влиянии этих элементов в других, более изученных группах медных сплавов (промышленных бронзах и латунях).

Анализ химических составов патентных сплавов следует оценивать в зависимости от их принадлежности к определенным группам низколегированных сплавов: дисперсионно-

твердеющим, твердорастворным и сочетающим механизм упрочнения обеих указанных групп.

1. Группа дисперсионно-твердеющих сплавов (большинство новых составов сплавов). Количественные интервалы основных легирующих элементов можно характеризовать следующим образом (на базе оценки информации, имеющейся в патентах).

Хром, цирконий — легирующие элементы для придания дополнительных эксплуатационных свойств (помимо жаропрочности и др.). Содержание хрома варьируется в интервале 0,01...0,5 % (реже 0,5...1,0 %), а циркония 0,005...0,15 % (в основном, в сочетании с хромом).

Железо — альтернативная Cr, Zr [9, 10] и другим элементам легирующая добавка в деформируемых сплавах для электротехники в комбинации с другими добавками (P, Sn, Mg и др.) в количестве 0,01...0,5 % (реже больше). Для изготовления сплавов применяют железо высокой чистоты. За последние 10—15 лет, по данным зарубежных материалов, железо является основным легирующим элементом в низколегированных медных сплавах.

Титан вводят в состав токопроводных элементов на основе Cu—Cr, Cu—Zr в количествах 0,01... 0,15 % (встречаются сплавы с содержанием титана 0,8...1,0 %), а также в комбинации с Sn, Zn и другими растворными элементами для коррозионно-стойких и теплопроводных изделий (радиаторные трубки и др.).

Никель, кобальт и кремний в количестве 0,01...0,5 % (не более 2...5 %) дополняют или варьируют составы известных сплавов систем Cu—Ni—Si в сочетании с рядом других добавок.

2. Группа твердорастворных составов низколегированных сплавов.

Олово, цинк, сурьма. Олово и цинк — основные легирующие компоненты (вместе, но чаще раздельно) в сплавах, образующих твердые растворы, продолжают использоваться в современной технике как наиболее технологичные и одновременно электропроводные материалы, где не требуются высокие прочностные свойства, а в сочетании с магнием и другими упрочнителями — для повышения свойств проводниковых сплавов.

Часто рекомендуются, особенно сурьма, в качестве вспомогательных элементов в составы дисперсионно-твердеющих сплавов (Cu—Cr; Cu—Fe; Cu—Cr—Zr и др.) в количествах 0,01...0,5 % (не более 1 %). Сурьму вводят в ряд сплавов на основе Cu—Ti, Cu—B.

Олово, цинк, сурьма дополнительно легируют твердый раствор и рекомендуются для повышения ряда специальных свойств, например, для снижения налипания в контактах электротехнических изделий (для этих же целей используют висмут), а также для повышения коррозионных свойств.

Алюминий рекомендуют в ряде сплавов для дополнительного легирования твердого раствора дисперсионно-твердеющих сплавов в количестве 0,005...0,08 %.

Отдельно необходимо выделить элементы, служащие в первую очередь раскислителями, а также одновременно в комбинации с другими элементами способные повышать свойства сплавов. Эти элементы относятся к технологическим добавкам, так как при плавке на воздухе образуют жидкие продукты раскисления.

Фосфор входит в большинство новых сплавов [11, 12] в основном как раскислитель меди при приготовлении всех низколегированных сплавов меди (деформируемых и литейных). Его содержание варьируется в значительных количественных интервалах от 0,001 до 0,3 % и более. В большинстве новых запатентованных составах сплавов содержание фосфора ограничено в диапазоне 0,001...0,005 % (особенно в электротехнических сплавах), а в других сплавах рекомендуется 0,01...0,05 %.

В сплавах, в частности на основе Cu—Fe, фосфор играет одновременно роль легирующей добавки для образования квазибинарных составов двойных, тройных или четверных сплавов, где дисперсионное твердение обеспечивается соединением Fe_mP_n и содержание фосфора варьируется соотношениями Fe/P в интервале 3:20.

Бор. В последнее время часто используется как легирующий элемент (повышает прочность меди) и как раскислитель в количествах от 0,005...0,05 до 0,07...0,2 %. Сплавы с бором наименее изучены.

В электромашиностроении в качестве литейных сплавов нашел применение [6] сплав системы Cu—Cr—B для получения фасонных отливок типа корпусов, скоб и других токоведущих деталей электрических аппаратов с электропроводностью не ниже 87 % от показателя чистой меди.

Оптимизация сплавов системы Cu—Cr—B позволила получить следующие адекватные математические модели для параметров оптимизации следующих свойств: $\sigma_в$ — временное сопротивление разрыву, МПа; δ — относительное удлинение, %; ρ — удельное электрическое сопротивление; Ж — жидкотекучесть, см; *Е* — линейная усадка; Г — горячеломкость:

$$\sigma_в = 323 + 17{,}4Cr + 30{,}2B;$$
$$\delta = 28{,}14 - 6{,}16Cr - 2{,}25B^2 + 2{,}31CrB;$$
$$Ж = 577{,}65 + 34{,}42Cr - 22{,}02B + 30{,}82(T) - 36{,}58Cr^2;$$
$$Г = 3{,}4 - 1{,}3Cr - 3{,}35B + 0{,}9(T) + 2{,}31B^2,$$

где T — температура заливки.

Из приведенных уравнений следует, что совместное влияние хрома и бора повышает прочность литого металла; относительное удлинение снижается от совместно присутствующих в сплаве хрома и бора; жидкотекучесть повышается за счет бора и температуры заливки; горячеломкость уменьшается от совместных добавок хрома и бора, причем влияние бора более значительно.

Литий, бериллий, магний. Бериллий (кроме составов бериллиевой бронзы) в низколегированных сплавах используется редко (в том числе из экологических соображений) и в количествах на один-два порядка меньше, чем в марочной бронзе. Магний рекомендуется в количествах 0,005...0,1 %; литий (раскислитель) — в сотых долях процента.

РЗМ и лантаноиды рекомендуются в качестве легирующих элементов (иттрий, индий, церий, гафний и др.), которые образуют с медью сплавы с повышенными электрическими и эксплуатационными свойствами (повышение температуры разупрочнения, жаростойкость). Эти элементы продолжают оставаться дорогими элементами, используются в сочетании с другими легирующими элементами (Sn, Ni, Si, Fe, P и др.). Рекомендуемые количества варьируются от 0,05 до 0,5 %.

Экономический аспект. Экономическая целесообразность выбора легирующих компонентов в процессе синтеза низколегированных сплавов определяется ценой основы — меди.

В настоящее время дешевле меди: железо, кадмий, свинец, цинк, кремний, мышьяк, алюминий. Примерно по цене меди продаются: марганец, магний и дороже — хром, олово, никель, титан, селен, теллур, молибден, цирконий, бериллий. Самый недорогой элемент — сера (на два порядка ниже стоимости меди). Стоимость фосфористой меди, содержащей 10 % P, примерно в 1,5 раза дороже меди.

Заключение. Синтез низколегированных сплавов на основе меди, используемых в современном машиностроении, базируется на двуедином теоретическом и практическом подходах к выбору комплекса легирующих элементов и технологий, обеспечивающих рентабельность их производства с ориентированием выплавки в открытой атмосфере.

Системный подход к выбору легирующих компонентов базируется, в первую очередь, на обеспечении приоритетных высоких показателей электро- и теплопроводности с необходимым уровнем прочностных и эксплуатационных свойств, для работы сплава в условиях обычных или повышенных температур (жаропрочность, окалиностойкость) и в различных рабочих средах. Техническая и экономическая целесообразность новых сплавов должна превышать возможности стандартных сплавов, хорошо зарекомендовавших себя для инновационных технологий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семенов К.Г., Батышев К.А., Панкратов С.Н.** Низколегированные сплавы на основе меди для инновационных технологий машиностроения. Курск: Университетская книга, 2018. 153 с.
2. **Семенов К.Г., Панкратов С.Н., Колосков С.В.** Разработка современных низколегированных медных сплавов для машиностроения // Металлургия машиностроения. 2015. № 4. С. 19—21.
3. **Берент В.Я.** Материалы и свойства электрических контактов в устройствах железнодорожного транспорта. М.: Интекст, 2005. 408 с.
4. **Николаев А.К., Новиков А.И., Розенберг В.М.** Хромовые бронзы. М.: Металлургия, 1983. 176 с.
5. **Чурсин В.М.** Перспективы синтеза низколегированных сплавов на основе меди // Цветная металлургия. 2004. № 5. С. 71—77.
6. **Чурсин В.М.** Современные низколегированные сплавы на основе меди // Технология металлов. 2004. № 6. С. 17—21.
7. **Панкратов С.Н., Батышев К.А., Семенов К.Г.** Влияние микролегирования на литейные свойства меди // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 9. С. 18—20.
8. **Гуляев Б.Б.** Физико-химические основы синтеза сплавов. Л.: ЛГУ, 1980. 192 с.
9. **Низколегированные** сплавы меди для новых технологий / К.Г. Семенов, К.А. Батышев, С.Н. Панкратов, С.В. Колосков // Металлургия машиностроения. 2015. № 5. С. 22—24.
10. **Семенов К.Г., Панкратов С.Н., Колосков С.В.** Разработка современных низколегированных медных сплавов для машиностроения // Металлургия машиностроения. 2015. № 4. С. 19—21.
11. **Об особенностях** плавки и литья низколегированных сплавов Cu—Fe / К.Г. Семенов, К.А. Батышев, С.Н. Панкратов, В.В. Чернов //Литейное производство. 2018. № 4. С. 13—16.
12. **Семенов К.Г., Батышев К.А.** Особенности выплавки низколегированных никелевых сплавов в индукционных печах // Электрометаллургия. 2018. № 5. С. 2—6.

Константин Геннадьевич Семенов, канд. техн. наук, semenovkg@bmstu.ru;
Константин Александрович Батышев, д-р техн. наук;
Владимир Викторович Чернов, канд. техн. наук

УДК 543.423

Л.Г. Саранин *(ООО "ЛИНК ПРОМОБОРУДОВАНИЕ", г. Тула)*,
П.И. Маленко, С.К. Захаров, Д.Б. Белов *(Тульский государственный университет)*

Сравнительный анализ определения химического состава сплавов на основе черных и цветных металлов оптико-эмиссионным методом и методом химического анализа

Представлены результаты исследования количественного и качественного анализа различных сплавов с помощью настольного оптико-эмиссионного спектрометра "Искролайн 100". Сопоставлены достигнутые метрологические характеристики с требованиями ГОСТов. Проведен сравнительный анализ результатов определения химического состава сплавов на спектрометрах ARL Quanto Desk (ARL-31000), DV-6 (Baird), СПАС-0,5 и методом химического анализа.

Ключевые слова: оптико-эмиссионный метод; спектрометр; стендовые испытания; химический состав.

The study results of quantitative and qualitative analysis of various alloys using the desktop optical emission spectrometer "Iskrolain 100" are presented. The achieved metrological characteristics are compared with the requirements of GOST. Comparative analysis of the results for determination of chemical composition of alloys on the spectrometers of the ARL Quanto Desk (ARL-31000), DV-6 (Baird), SPAS-0,5 and by chemical analysis.

Keywords: optical-emission method; spectrometer; bench tests; chemical composition.

На протяжении многих лет одним из наиболее эффективных методов многоэлементного анализа твердотельных материалов является оптико-эмиссионная спектроскопия с дуговым возбуждением. Этот метод широко применяют в металлургической, горно-добывающей и других отраслях промышленности. К его преимуществам следует отнести чувствительность, широкий линейный диапазон зависимости интенсивности спектральных линий от концентрации, многоэлементность, отсутствие необходимости переведения пробы в раствор.

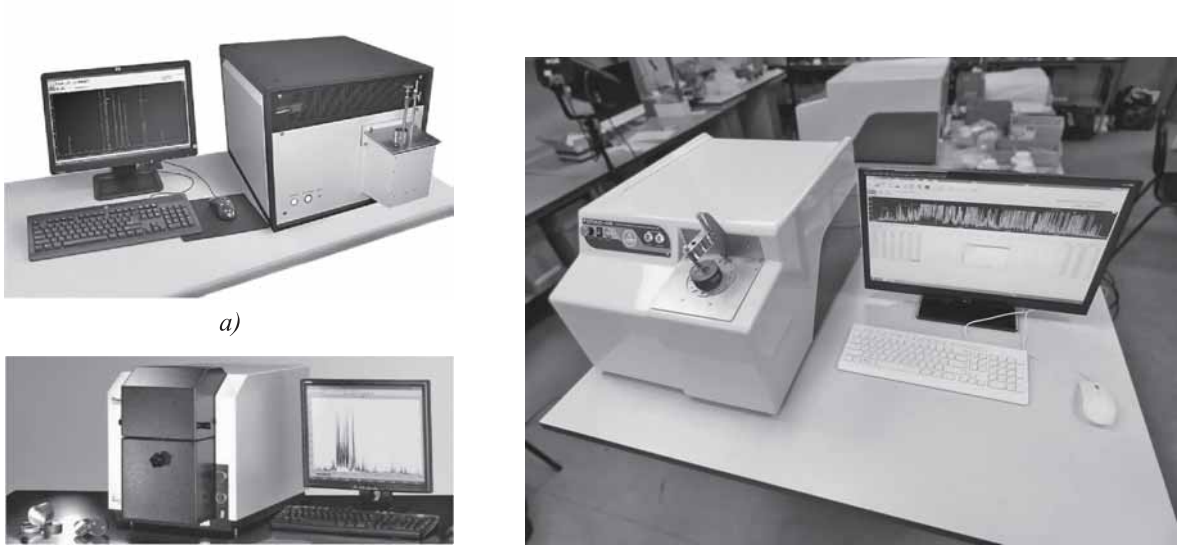
В настоящее время к современным аналитическим методам предъявляют жесткие требования, связанные с повышением чувствительности и точности определения, экспрессности анализа и возможности его информатизации. Во многом достижение высоких технологических характеристик определяется используемым аналитическим оборудованием. Внедрение современного аналитического оборудования способно улучшить точность метода и повысить его экспрессность, что важно для производственного процесса [1].

Для сплавов на основе черных и цветных металлов в России существует стандартизированный фонд нормативно-технической документации, содержащий метрологические требования к результатам их анализа. Однако аппаратурное обеспечение стандартизированных методик устарело и требует значительной модернизации [2].

Цель работы — сравнительная оценка возможности применения в производственных условиях четырех видов спектрометров для определения химического состава металлов и сплавов: "Искролайн 100" [3], ARL Quanto Desk (ARL-31000), DV-6 (Baird) и СПАС-0,5.

Стендовые испытания спектрометров проводили на следующих предприятиях: "Искролайн 100" — ООО "ЛИНК ПРОМОБОРУДОВАНИЕ", г. Тула; ARL Quanto Desk ARL-31000 и DV-6 (Baird) — ОАО "ГАЗ", г. Нижний Новгород; СПАС-0,5 — ООО "Актив", г. Санкт-Петербург.

При проведении стендовых испытаний указанных спектрометров осуществлено формирование рабочих программных методик с использованием комплектов *государственных стандартных образцов* (ГСО), стандартных образцов пробы и рабочих проб с известным содержанием искомых компонентов для конструкционных сталей, чугуна и литейных алюминиевых сплавов. В качестве образцов



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Спектрометры:
а — эмиссионный "Искролайн 100"; *б* — ARL Quanto Desk (ARL-31000); *в* — СПАС-0,5

при анализе использовали ГСО пробы литья в форме "гриба".

В процессе испытаний получен большой массив данных для оценки метрологических характеристик спектрального анализа сплавов, достигаемых при использовании различных приборов, сопоставлены результаты спектрального анализа, полученные на спектрометрах с данными химического анализа (рис. 1, табл. 1—6).

1. Оценка правильности результатов анализа нержавеющей стали 12Х18Н9ТЛ спектрометром "Искролайн 100". Номер пробы 3720Ф

Элемент	Содержание элемента в пробе, % мас.					$СКО_{ед}$	$СКО^{отн}$
	С1	С2	С3	среднее	по ГОСТ	%	
Al	0,02081	0,04053	0,0171	0,0261	<0,1	0,0113	48,3
C	0,0512	0,0653	0,0484	0,0550	<0,12	0,0097	16,5
Cr	17,43	17,79	18,05	17,76	17,0...20,0	0,31	1,8
Cu	0,3233	0,3052	0,311	0,3132	<0,5	0,0092	3,0
Mn	1,372	1,375	1,411	1,386	0...2,0	0,022	1,6
Mo	0,3049	0,288	0,2811	0,2913	<0,5	0,0122	4,2
Ni	8,699	8,553	8,725	8,659	8,0...11,0	0,093	1,1
P	0,03265	0,03354	0,4001	0,0354	<0,035	0,0040	11,3
S	0,00948	0,0099	0,01152	0,0103	<0,03	0,0011	10,4
Si	0,6728	0,6915	0,6551	0,6731	0,5...1,0	0,0182	2,7
Ti	0,02245	0,02734	0,02118	0,0239	0...0,7	0,0031	12,8
V	0,0657	0,6515	0,0631	0,0647	<0,2	0,0014	2,1
W	0,05084	0,0461	0,0374	0,0448	<0,2	0,0069	15,3

Обозначения. $СКО_{ед}$ — абсолютное среднее квадратичное отклонение единичного измерения; $СКО^{отн}$ — относительное СКО единичного измерения.

2. Оценка правильности результатов анализа чугуна СЧ20 спектрометром "Искролайн 100". Номер пробы 2661Ф

Элемент	Содержание элемента в пробе, % мас.				$СКО_{ед}$	$СКО^{отн}$
	С1	С2	С3	среднее	%	
C	3,291	3,435	3,384	3,37	0,073	2,2
Cr	0,09072	0,09277	0,0945	0,09255	0,0173	1,9
Cu	0,134	0,1329	0,1302	0,1324	0,002	1,5
Mn	0,7686	0,8396	0,8281	0,8121	0,0381	4,7
Mo	0,01803	0,02375	0,02289	0,02156	0,00308	14,3
Ni	0,14	0,1415	0,1384	0,14	0,0016	1,1
P	0,01611	0,02187	0,0233	0,02043	0,00381	18,6
S	0,07323	0,006566	0,00812	0,007336	0,000777	10,6
Si	1,762	1,777	1,76	1,766	0,009	0,5
Sn	0,004989	0,005474	0,006301	0,005588	0,000663	11,9
Ti	0,01438	0,01367	0,01607	0,01471	0,00123	8,4
V	<0,001	0,001158	<0,001	0,001158	0	0

3. Сопоставление результатов спектрального анализа сплавов на алюминиевой основе, полученных на спектрометрах ARL Quanto Desk (ARL-31000) и DV-6 (Baird)

Элемент	Номер образца	Содержание элемента, % мас.						
		$x_{ср}$	x_1	x_2	$d_{пв}$	$d_{пв}$ ГОСТ	DV-6	ARL-31000
Al	644	3,77	3,76	3,78	0,016	0,209	3,79	3,96
	703-1	3,58	3,62	3,54	0,076	0,198	3,58	3,69
	563	3,46	3,44	3,48	0,034	0,192	3,59	3,65
Cu	644	0,834	0,83	0,837	0,007	0,046	0,76	0,8
	703-1	0,827	0,822	0,832	0,01	0,046	0,7	0,7
	563	0,814	0,811	0,816	0,005	0,045	0,76	0,78
Mg	644	0,031	0,031	0,03	0,001	0,004	0,033	0,035
	703-1	0,048	0,048	0,048	0	0,007	0,056	0,047
	563	0,034	0,034	0,034	0,0001	0,005	0,036	0,036
Fe	644	0,015	0,015	0,015	0,0005	0,002	0,0101	0,011
	703-1	0,012	0,012	0,012	0	0,002	0,0121	0,017
	563	0,010	0,011	0,009	0,0016	0,001	0,0192	0,015

Обозначения. x_1, x_2 — результаты параллельных определений элемента; $x_{ср}$ — среднее значение результатов определения элемента; $d_{пв}$ — расхождение результатов, полученное в условиях повторяемости; $d_{пв}$ ГОСТ — допустимое расхождение результатов, полученное в условиях повторяемости по ГОСТу; DV-6, ARL-31000 — среднее значение результатов определения элемента на приборах DV-6 (Baird) и ARL Quanto Desk (ARL-31000).

4. Оценка правильности результатов анализа чугуна по ГОСТ 27611—88 спектрометром ARL-31000

Элемент	Номер пробы с аттестованным содержанием элемента	Содержание элемента, % мас.			
		Химический анализ	Анализ на ARL-31000	$d_{мм}$	$d_{мм}$ ГОСТ
C	1-8	3,5	3,53	0,03	–
	143-00	4	3,96	0,04	–
Si	1-8	1,86	1,88	0,02	0,09
	143-00	2,26	2,28	0,02	0,13
Mn	1-8	1,19	1,189	0,001	0,08
	143-00	0,695	0,69	0,005	0,05
P	1-8	0,013	0,017	0,004	0,006
	143-00	0,076	0,073	0,003	0,009
S	1-8	0,006	0,018	0,012	0,009
	143-00	0,089	0,092	0,003	0,011
Cr	1-8	0,155	0,153	0,002	0,02
	143-00	0,29	0,279	0,011	0,03
Ni	1-8	0,3	0,027	0,003	–
	143-00	0,22	0,2	0,02	0,04
Cu	1-8	0,05	0,06	0,01	0,01
	143-00	0,44	0,45	0,01	0,04

Обозначения. $d_{мм}$ — расхождение результатов межметодного эксперимента; $d_{мм}$ ГОСТ — допускаемое расхождение результатов межметодного эксперимента по ГОСТу.

5. Пример точности результатов анализа ГСО высоколегированной нержавеющей стали спектрометром СПАС-0,5

Элемент	Паспортное содержание, %	Паспортная погрешность, %	Измеренное содержание, %	Измеренная погрешность, %
Al	0,01	0,003	0,0118	0,0018
C	0,038	0,001	0,0367	0,0013
Cr	15,01	0,07	15,18	0,17
Cu	0,045	0,001	0,0437	0,0013
Mn	2,05	0,02	2	0,05
Mo	0,141	0,004	0,137	0,004
Ni	12,04	0,05	11,88	0,16
P	0,0132	0,0005	0,0117	0,0015
S	0,017	0,0007	0,0186	0,0016
Si	0,65	0,01	0,638	0,012
Ti	0,26	0,01	0,271	0,011
V	0,128	0,006	0,132	0,004
W	0,05	0,001	0,053	0,003

6. Пример точности результатов анализа ГСО низколегированного чугуна спектрометром СПАС-0,5

Элемент	Паспортное содержание, %	Паспортная погрешность, %	Измеренное содержание, %	Измеренная погрешность, %
C	2,94	0,02	2,904	0,036
Cr	0,476	0,004	0,4725	0,0035
Cu	0,7	0,01	0,68	0,02
Mn	0,454	0,004	0,446	0,008
Mo	0,406	0,005	0,401	0,005
Ni	0,542	0,004	0,529	0,013
P	0,232	0,004	0,223	0,009
S	0,036	0,001	0,04	0,004
Si	1,5	0,01	1,501	0,001
Ti	0,027	0,001	0,028	0,001
V	0,086	0,001	0,0847	0,0013

По результатам стендовых испытаний спектрометров и данных химического анализа следует отметить преимущественные показатели спектрометра ARL Quanto Desk (ARL-31000) перед другими испытуемыми приборами: более высокая разрешающая способность (конфигурация оптической системы), чувствительность (SSD регистрация спектра) и стабильность разряда (мультичастотный генератор). Это обеспечивает получение результатов количественного анализа для определения химического состава черных и цветных сплавов, удовлетворяющих требованиям государственных стандартов РФ.

Спектрометр ARL Quanto Desk незаменим для производственного анализа — при непрерывной работе отмечен высокий уровень стабильности результатов.

Сопоставление результатов количественного анализа лабораторных проб и ГСО на железной, медной и алюминиевой основах показало соответствие метрологических характеристик (повторяемость и промежуточная прецизионность) требованиям ГОСТов РФ.

Более высокое программное обеспечение прибора позволяет создавать аналитические рабочие программные методики для анализа сплавов на различных основах под конкретные производственные задачи с использованием имеющихся стандартных образцов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Точность** аналитического контроля черных металлов / Ю.Л. Плинер и др. М.: Металлургия, 1994. 256 с.

2. **Марочник сталей и сплавов** / под общ. ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

3. **Ершов П.П.** Спектрометр эмиссионный "Искролайн 100". СПб.: ООО "Промоптоэлектроника", 2011. 82 с.

Леонид Геннадьевич Саранин;
Павел Игоревич Маленко, канд. техн. наук;
malenko@tsu.tula.ru;
Сергей Константинович Захаров, канд. техн. наук;
Дмитрий Борисович Белов, канд. техн. наук

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию представляются:

1. **Статья в электронном виде** – файл (с расширением .doc) с набором текста (шрифт Times New Roman) Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц, набранных 12-м кеглем через полтора интервала.
   Все страницы в статье должны быть пронумерованы.
2. **Сведения об авторах:**
   - фамилии, имена и отчества авторов;
   - ученая степень (если есть);
   - место работы;
   - контактный телефон, e-mail, почтовый адрес;
   - страна (*для иностранных авторов).*

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

3. **Обязательно представлять на русском и английском языках:**
   - фамилии и инициалы авторов;
   - название статьи;
   - аннотацию к статье;
   - ключевые слова

Требования к оформлению статьи

1. На первой странице указывать УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации http://teacode.com/online/udc/).

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

3. Статья должна быть структурирована:
   - *Введение*, содержащее реферативное изложение постановки задачи и возможного применения полученных результатов, актуальность рассматриваемой проблемы.
   - *Основная часть* должна иметь несколько внутренних разделов и содержать формализованную постановку задачи и предлагаемый метод ее решения; отличие предлагаемой постановки задачи от уже известных; преимущество развиваемого метода по сравнению с существующими; содержать пример, подтверждающий работоспособность и эффективность предложенного решения.
   - *Заключение*, содержащее обсуждение полученных результатов, рекомендации.

4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. После текста должен быть приведен библиографический список, составленный по порядку ссылок в тексте и оформленный по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать 10 наименований.

6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg и разрешением 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует представлять отдельным списком в виде файла Microsoft Word.

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без представления рецензии.

Поздравляем

Фейзуллу Алибала оглы Нуралиева,

кандидата технических наук, доцента

с 55-летием!

Фейзулла Алибала оглы Нуралиев родился 25 сентября 1963 г. в Саатлинском районе Азербайджанской ССР.

В 1985 г. Ф.А. Нуралиев окончил с отличием Азербайджанский политехнический институт имени Ч. Ильдрыма по специальности 0502 "Машины и технологии литейного производства" и был распределен на Бакинский машиностроительный завод имени лейтенанта Шмидта. Трудовую деятельность начал в должности инженера-технолога в сталелитейном цехе № 1. Изучая проблемные вопросы корпусных отливок и прогрессивные технологии их производства, Ф.А. Нуралиевым закладывались основы научного направления его деятельности в будущем — получения массивных крупногабаритных ответственных отливок повышенного качества.

В 1989 г. Ф.А. Нуралиев поступил в очное отделение аспирантуры московского научно-исследовательского института НПО "ЦНИИТМАШ" в лабораторию "Качество поверхности отливок" профессора, д-ра техн. наук И.В. Валисовского и в 1993 г. защитил кандидатскую диссертацию, посвященную проблемам разработки облицовочных самотвердеющих смесей для производства крупных стальных и чугунных отливок ответственного назначения.

Последующие годы Ф.А. Нуралиев, работая в должности ведущего научного сотрудника в лаборатории "Качество поверхности отливок", выполнял научные исследования по разработке современных отечественных противопригарных покрытий и самотвердеющих смесей и внедрял эти разработки в предприятиях отечественного тяжелого машиностроения.

С 2003 по 2014 г. Фейзулла Алибала оглы Нуралиев успешно совмещал научно-исследовательскую работу в НПО "ЦНИИТМАШ" с педагогической деятельностью в Московском государственном индустриальном университете на кафедре "Материаловедение и технология конструкционных материалов". В 2006 г. Ф.А. Нуралиеву присуждено ученое звание доцента.

С 2009 г. Фейзулла Алибала оглы Нуралиев работает в должности заведующего отделом "Литейные процессы" НПО "ЦНИИТМАШ", возглавляет научное направление по теоретическим и технологическим проблемам производства крупных отливок атомного машиностроения — корпусов транспортно-упаковочных комплектов отработавшего ядерного топлива из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, корпусов главного циркуляционного насоса и цилиндров высокого давления из сложнолегированных сталей.

Ф.А. Нуралиев является членом ученого совета НПО "ЦНИИТМАШ", с 2016 г. — член редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении", в 2014 г. награжден медалью "Ветеран атомной энергетики и промышленности".

Инженерный, научно-педагогический и научный стаж работы Ф.А. Нуралиева — 33 года. За этот период им опубликованы более 60 научных статей и получены патенты на изобретения.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Фейзулле Алибала оглы здоровья,
благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности!

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 09.07.2018. Подписано в печать 29.08.2018. 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.