ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 5 май 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
ЛУТОВИНИНА О.Н.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Гущин Н.С., Олейников Д.В., Тахиров А.А. Прокаливаемость износостойких отливок толщиной 100 мм . . . 3

Овчинников В.В., Грушко О.Е., Алексеев В.В., Магнитов В.С., Егоров Р.В. Структура и свойства сварных соединений алюминиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой . . . 7

Кузнечно-штамповочное производство

Феофанова А.Е., Баженов В.Г., Лавриненко В.Ю., Павленкова Е.В. Численное моделирование процесса удара при осадке цилиндрических заготовок . . . 12

Шинкаренко О.М., Корчак Е.С. Повышение качества управления гидравлическими прессами с насосно-аккумуляторным приводом . . . 16

Петров А.Н. Прогнозирование стойкости штампов . . . 22

Прокатно-волочильное производство

Бурлаков И.А., Морозов В.В., Морозов С.В. Автоматическая линия для изотермической раскатки заготовок дисков газотурбинных двигателей . . . 26

Логинов Ю.Н., Осминин А.С., Копылова Т.П. Исследование изменения относительного сужения кислородсодержащей медной проволоки по маршруту волочения . . . 29

Материаловедение и новые материалы

Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Разработка режимов термоциклической обработки штамповых сталей . . . 33

Швецов О.В., Кондратьев С.Ю. Влияние технологических нагревов на эксплуатационные свойства сплавов Д16Т и 1953Т1, применяемых для изготовления труб . . . 36

Сысоев О.Е. Исследование предельных состояний сплава ВТ20 с учетом параметров акустической эмиссии . . . 42

Информация

Кривенко Г.Г., Вайцехович С.М., Миронов В.В., Корнетов Н.А., Мишуков А.В., Кондауров А.Е. Разработка нестандартного оборудования в заготовительном производстве – база новых технологий . . . 46

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2012

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 5 May 2012

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialist
LUTOVININA O.N.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Gushchin N.S., Oleynikov D.V., Takhirov A.A. Hardenability of wear-resistant castings with thickness 100 mm . . . 3
Ovchinnikov V.V., Grushko O.E., Alekseev V.V., Magnitov V.S., Egorov R.V. Structure and properties of aluminum alloy V-1469 welded joints obtained by electron-beam welding. . . . 7

Forging and Stamping Productions

Feofanova A.E., Bazhenov V.G., Lavrinenko V.Yu., Pavlenkova E.V. Simulation of impact during upsetting of cylindrical workpieces . . . 12
Shinkarenko O.M., Korchak E.S. Increase of hydraulic presses with pump-accumulator drive control quality . . . 16
Petrov A.N. Dies life prediction . . . 22

Rolling and Drawing Productions

Burlakov I.A., Morozov V.V., Morozov S.V. Equipment for isothermal rolling of gas turbine engines disks workpieces . . . 26
Loginov Yu.N., Osminin A.S., Kopylova T.P. Study of oxygen copper wire reduction of area on drawing route . . . 29

Physical Metallurgy and New Materials

Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. Development of thermocyclic treatment regimes of die steels . . . 33
Shvetsov O.V., Kondrat'ev S.Yu. Influence of technological heatings on operational properties of alloys D16T and 1953T1 used for manufacturing of pipes . . . 36
Sysoev O.E. Study of alloy VT20 limit states within parameters of acoustic emission . . . 42

Information

Krivenko G.G., Vaytsekhovich S.M., Mironov V.V., Kornetov N.A., Mishukov A.V., Kondaurov A.E. Development of non-standard equipment in blanking production – base of new technologies . . . 46

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2012

УДК 621.74

Н.С. Гущин, Д.В. Олейников, А.А. Тахиров *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва)*

Прокаливаемость износостойких отливок толщиной 100 мм

Установлены условия достижения полной прокаливаемости хромоникелевого чугуна с шаровидным графитом. Приведены зависимости количества карбидной фазы, шаровидного графита и структурного состава металлической основы исследуемого сплава от содержания в нем кремния и хрома и глубины сечения отливки.

Ключевые слова: прокаливаемость; хромоникелевый чугун; шаровидный графит; карбиды; аустенит; мартенсит; троостит; химический состав; сечение отливки.

The conditions to obtaining of full hardenability of chromium-nickel cast iron with spheroidal graphite are established. Dependences of amount of carbide phase, spheroidal graphite and structural composition of metal base of the investigated alloy on content in it of silicon and chromium and depth of casting section are given.

Keywords: hardenability; chromium-nickel cast iron; spheroidal graphite; carbides; austenite; martensite; troostite; chemical composition; casting section.

Основным недостатком *белых износостойких чугунов* (БИЧ) является их низкая прокаливаемость, особенно при наличии в отливках массивных сечений. Прокаливаемость железоуглеродистых сплавов в значительной степени определяется структурой *металлической основы* (МО), которая в литом состоянии состоит из различного сочетания аустенита, мартенсита, бейнита, троостита, перлита и т.д.

Рекомендуется, чтобы основа была аустенитной, т.е. без продуктов диффузионного распада. Это достигается, во-первых, введением дополнительного количества дорогостоящих легирующих элементов (Mo, Ni, Mn, Cu), которые повышают устойчивость аустенита в интервале температур Ac_1–$M_н$, во-вторых, с помощью термической обработки, в частности закалки, позволяющей получать аустенитную структуру при меньшем легировании чугунов.

Для формирования заданной структуры МО и, соответственно, требуемых эксплуатационных свойств по всему сечению отливки из БИЧ, как правило, проводят вторичную термическую обработку (нормализацию, отжиг, отпуск).

Наличие в МО большого количества твердых карбидов, особенно цементитного типа, приводит к значительному снижению технологичности БИЧ в литом состоянии. В результате из-за высокого уровня остаточных напряжений повышается склонность отливок из БИЧ к образованию трещин. Поэтому их нагрев и охлаждение при термообработке необходимо осуществлять с умеренными скоростями. Сравнительно медленное охлаждение достигается на спокойном воздухе или в струе воздушного потока.

Заключительной операцией термической обработки БИЧ является отпуск, который позволяет снять внутренние напряжения в отливках, образовавшиеся при литье или высокотемпературной термической обработке.

Однако на заводах-изготовителях часто не проводят термическую обработку из-за увеличения себестоимости продукции или по другим причинам. Вследствие этого отливки из БИЧ обладают пониженными механическими и эксплуатационными свойствами, что снижает срок службы изготовленных из них изделий.

Цель настоящей работы – исследование влияния содержания кремния и хрома на прокаливаемость *хромоникелевого чугуна* (ХНЧ) с *шаровидным графитом* (ШГ).

Влияние содержания кремния оценивали в диапазоне 2,0...3,0 %, а хрома – 3...6 %. Содержание остальных химических элементов поддерживалось на уровне, указанном в табл. 1.

В качестве исследуемой отливки была использована плита размерами 350×300×100 мм.

Количественной мерой прокаливаемости принята максимальная толщина плиты, твердость материала которой составляет не менее 58 HRC, так как главной

1. Содержание химических элементов (кроме кремния и хрома) в чугуне, % мас.*

C	Mn	Ni	Cu	V	Mg	Ce	Fe
2,18...2,20	0,19...0,21	3,95...4,05	0,19...0,21	0,48...0,52	≤ 0,04	≤ 0,005	Основа

* Для сфероидизирующего модифицирования жидкого чугуна применяли никельмагниевую (15 % Mg) лигатуру и цериевую присадку Мц-40. Обработку расплава осуществляли в разливочном ковше.

сдаточной характеристикой износостойких отливок на производстве является твердость.

Для определения количества структурных составляющих МО и ее твердости применяли литые цилиндрические образцы высотой 20 мм, которые вырезали из средней части заготовок диаметром 20 мм и длиной 320 мм. Заготовки, приведенные на рис. 1, получали с помощью устройства, которое позволяло отбирать их из различных зон плиты, избегая трудоемкой механической обработки [1].

Автоматическую количественную оценку пространственных показателей многофазной структуры осуществляли на приборе "Квантимет", при этом относительное стандартное отклонение составляло 0,4 %. Твердость по Роквеллу определяли на приборе ТК-2М. Ошибка определения твердости по Роквеллу не превышала 1,0 %.

Результаты исследования влияния кремния и хрома на структурные составляющие литой МО ХНЧ с ШГ, которые, главным образом, определяют глубину его прокаливаемости, представлены в табл. 2.

Твердость легированных чугунов сравнительно мало зависит от количества и формы графита и определяется в основном структурой МО, составляющие которой характеризуются следующими значениями микротвердости Н: троостита – 3700...3850; аустенита – 4050...4200; мартенсита – 6010...6150; карбида цементитного типа – 10500...10700; карбида тригонального типа – 15650...15780 [2]. Следовательно, для достижения максимальной твердости исследуемого чугуна необходимо, чтобы его структура в литом состоянии состояла из мартенсита и карбидов тригонального типа.

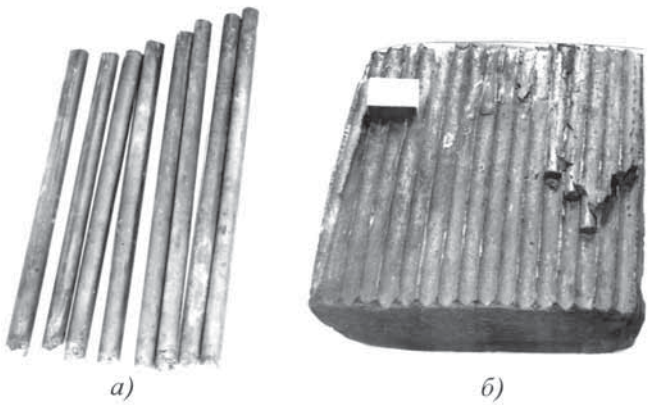


Рис. 1. Литые цилиндрические заготовки (*а*), отобранные из наружной зоны плиты (*б*)

С возрастанием содержания кремния от 2,0 до 3,0 % твердость у всех исследуемых ХНЧ, отобранных из наружной зоны (C = 10 мм) плиты, уменьшается. Твердость ЧХ3Н4ФШ снижается от 62 до 59 HRC (рис. 2, *а*, кривая *1*), ЧХ4Н4ФШ – от 64 до 61 HRC (рис. 2, *б*, кривая *1*) и ЧХ6Н4ФШ – от 64 до 63 HRC (рис. 2, *в*, кривая *1*). Объясняется это тем, что при содержании 2 % Si в их МО начинает выделяться структурно-свободный углерод в виде шаровидного графита (образцы 1А1, 2А1, 3А1, см. табл. 2). Благодаря процессу графитизации аустенит обедняется углеродом, что способствует повышению температуры начала мартенситного превращения. В результате количество твердых карбидов K_2 достигает 24, 28 и 30 % у образцов 1А1, 2А1 и 3А1 соответственно. С увеличением содержания кремния до 3,0 % количество включений ШГ в МО этих чугунов возрастает (рис. 3), а карбидов K_2 – наоборот снижается до 18, 24 и 26 % (см. табл. 2) и, соответственно, снижается твердость до 59, 61 и 63 HRC (см. рис. 2).

Такая же тенденция происходит у чугунов ЧХ3Н4ФШ, ЧХ4Н4ФШ и ЧХ6Н4ФШ, отобранных из центральной зоны (C = 50 мм) плиты. Резкое снижение твердости чугуна ЧХ3Н4ФШ от 59 до 52 HRC при увеличении кремния от 2,5 до 3,0 % обусловливается наличием в его МО троостита в количестве 4 % (образец 1В2) (см. табл. 2), микротвердость которого по сравнению с микротвердостью мартенсита меньше в 2 раза, и уменьшением количества карбидов K_2 до 10 %.

Наличие в МО определенного количества включений ШГ позволяет достигать высокой прокаливаемости исследуемых чугунов, обеспечивающей твердость более 58 HRC по всему сечению отливки. Для плиты толщиной 100 мм из чугуна ХНЧ оптимальное количество включений ШГ составляет 0,4...1,4 % в зависимости от содержания в нем кремния и хрома.

Полная прокаливаемость плиты из чугуна ЧХ3Н4ФШ достигается при содержании 2,0...2,5 % Si, а из чугунов ЧХ4Н4ФШ и ЧХ6Н4ФШ – при содержании 2,0...3,0 % Si. Установлено, что с увеличением содержания кремния растет количество включений ШГ по всему сечению ХНЧ, а с повышением концентрации хрома – наоборот уменьшается (см. рис. 3).

Уровень твердости ХНЧ также зависит от количества и типа карбидов [3].

Необходимым условием для формирования карбидов тригонального типа K_2 является величина соотношения концентрации хрома и связанного углерода ($[Cr]/[C_{св}]$), которая должна составлять 4...10. Если она менее 4, то образуются карбиды цементитного ти-

2. Количество структурных составляющих исследуемых чугунов, отобранных из наружной и центральной зон плиты толщиной 100 мм

Марка чугуна	Номер образца	Si	Cr	*C*, мм	A	M	T	K_1	K_2	ШГ
		%			%					
ЧХ3Н4ФШ	1А1*/1А2	2,0	3,0	10*/50	10*/6	66/76	–		24/18	0,8/1,2
	1Б1/1Б2	2,5			8/6	72/78			20/16	1,0/1,4
	1В1/1В2	3,0			6/4	76/82	–/4		18/10	1,2/1,6
ЧХ4Н4ФШ	2А1/2А2	2,0	4,6		10/8	62/70	–		28/22	0,6/1,0
	2Б1/2Б2	2,5			8/6	66/74			26/20	0,8/1,2
	2В1/2В2	3,0			6/4	70/80			24/16	1,0/1,4
ЧХ6Н4ФШ	3А1/3А2	2,0	6,0		8/8	62/62			30/30	0,4/1,6
	3Б1/3Б2	2,5			6/6	66/66			28/28	0,6/0,8
	3В1/3В2	3,0			4/4	70/70			26/26	0,8/1,0

* В числителе приведены данные для чугуна, отобранного из наружной зоны плиты, а в знаменателе – из центральной зоны плиты.

Обозначения: *C* – расстояние от центра диаметра заготовки до наружной поверхности стенки плиты; А – аустенит; М – мартенсит; Т – троостит; K_1 – карбид цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$; K_2 – карбид тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

па K_1, микротвердость которых меньше микротвердости карбидов K_2 в 1,5 раза [3].

МО чугунов без включений ШГ содержит карбиды K_1, а с включениями ШГ – карбиды K_2 (см. табл. 2). Это связано с тем, что выделение в МО определенного количества структурно-свободного углерода в виде ШГ способствует понижению концентрации связанного углерода. Благодаря этому величина соотношения концентрации хрома и связанного углерода находится в необходимых пределах для формирования карбидов K_2. С повышением содержания Cr количество карбидной фазы увеличивается, а с выделением и ростом включений ШГ – уменьшается (см. табл. 2).

Из износостойкого хромоникелевого чугуна ЧХ6Н4ФШ была изготовлена опытная партия отливок сегментов чаши размольного стола для углераз-

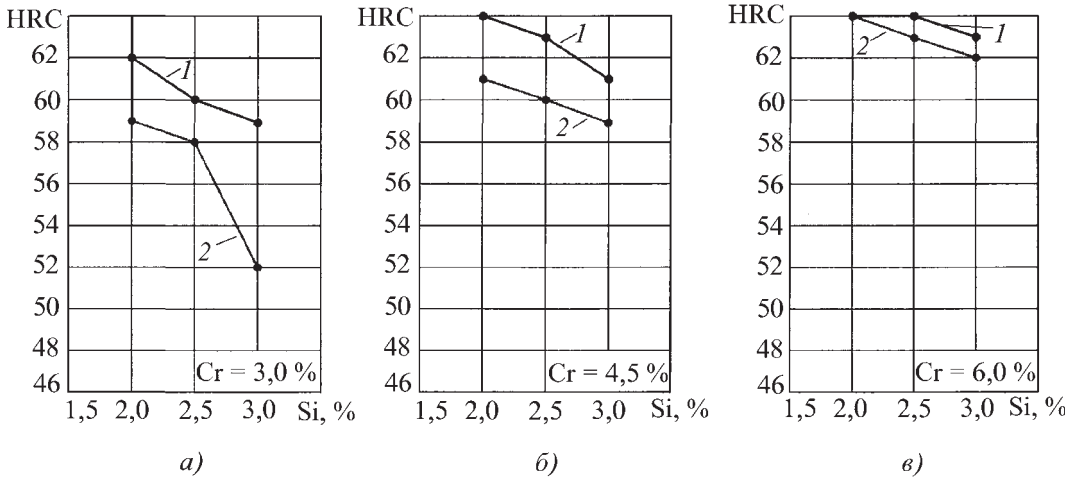


Рис. 2. Твердость чугуна, отобранного из наружной (*1*) и центральной (*2*) зон плиты толщиной 100 мм, в зависимости от содержания кремния в чугуне марок ЧХ3Н4ФШ (*а*), ЧХ4Н4ФШ (*б*) и ЧХ6Н4ФШ (*в*)

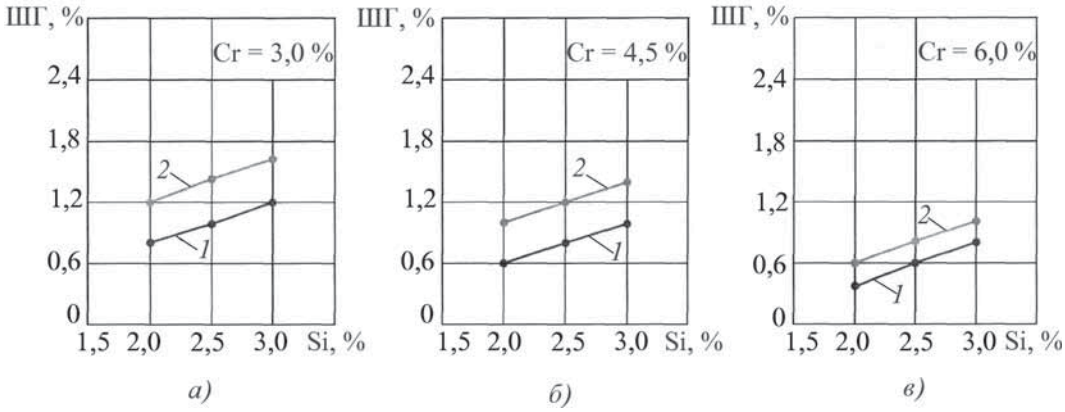


Рис. 3. Количество включений ШГ в чугуне, отобранного из наружной (*1*) и центральной (*2*) зон плиты толщиной 100 мм, в зависимости от содержания кремния в чугуне марок ЧХ3Н4ФШ (*а*), ЧХ4Н4ФШ (*б*) и ЧХ6Н4ФШ (*в*)

мольной мельницы МПС-2650 (рис. 4). Сегменты чаши массой 800 кг и толщиной стенки 100...160 мм успешно прошли производственные испытания, которые позволили установить, что срок службы мелющих валков из чугуна нового состава не меньше срока службы сегментов чаши размольного стола из хромоникелевого чугуна ЧХ8Н4ФШ.

Снижение содержания хрома, который является дорогостоящим элементом, в чугуне от 8 до 6 % уменьшает себестоимость изготовления литья на 15 %. Кроме этого, чугун ЧХ6Н4ФШ отличается от чугуна ЧХ8Н4ФШ повышенной жидкотекучестью и пониженной объемной и линейной усадкой, что положительно сказывается на качестве сегмента чаши. Улучшение литейных свойств нового сплава происходит в результате уменьшения в его МО количества карбидной фазы, температура затвердевания которой значительно выше температуры затвердевания чугуна.

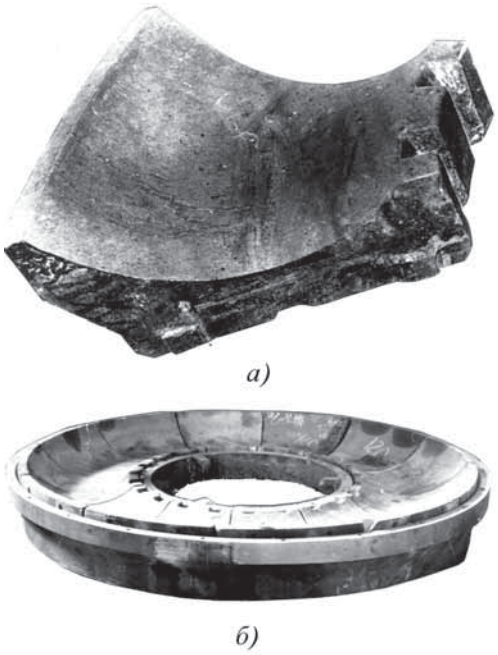


Рис. 4. Сегмент чаши (*а*) размольного стола (*б*) углеразмольной мельницы МПС-2650

Таким образом, исследования показали, что количество включений ШГ в МО, прежде всего, зависит от содержания кремния и хрома в чугуне и скорости охлаждения отливки.

Наличие определенного количества включений ШГ в МО ХНЧ позволяет получать высокую прокаливаемость, обеспечивающую мартенситно-карбидную структуру и, соответственно, требуемые эксплуатационные свойства износостойких отливок в литом состоянии, т.е. без применения высокотемпературной термообработки.

Количество карбидной фазы повышается с увеличением содержания хрома и уменьшается с выделением структурно-свободного углерода в МО чугуна, благодаря которому создаются необходимые условия для формирования наиболее твердых карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

Результаты промышленной эксплуатации подтвердили высокую надежность и работоспособность износостойких деталей, изготовленных как из хромоникелевого чугуна марки ЧХ8Н4ФШ, так и ЧХ6Н4ФШ.

Полученные научно-экспериментальные данные позволяют в дальнейшем использовать для изготовления крупнотоннажных мелющих элементов (валки, бандажи, бронеплиты, футеровки, сегменты) износостойкий хромоникелевый чугун с шаровидным графитом с пониженным содержанием хрома (до 3 %).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гущин Н.С.** Устройство для отбора литейных образцов, используемых для различных методов испытаний чугуна // Литейщик России. 2004. № 10. С. 9–10.

2. **Машиностроение.** Энциклопедия. Т. II-2 / Г.Г. Мухин, А.И. Беляков, Н.Н. Александров и др.; под общ. ред. О.А. Банных и Н.Н. Александрова. М.: Машиностроение, 2000. 784 с.

3. Fischer Y.Y. / Beziehung zwischen Gefugu and Eigerschaften von №- Hard – A – Gubeisen // Giesserei – Praxis. 1985. № 12. P. 186–193.

Николай Сафонович Гущин, канд. техн. наук,
lit-otdel@yandex.ru;
Дмитрий Владиславович Олейников,
канд. техн. наук;
Асив Ашур оглы Тахиров

УДК 621.791

В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет)*,
О.Е. Грушко *(ФГУП "Всероссийский институт авиационных материалов)*,
В.В. Алексеев, В.С. Магнитов, Р.В. Егоров *(ОАО "Российская самолетостроительная корпорация "МиГ")*

Структура и свойства сварных соединений алюминиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой

Рассмотрены особенности структуры и свойств сварных соединений высокопрочного алюминиевого сплава В-1469 толщиной 55 мм, полученных электронно-лучевой сваркой. Показано, что использование вакуума в качестве защитной среды приводит к интенсивному удалению газов из сварочной ванны и снижению содержания легирующих элементов с высокой упругостью пара.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; система легирования Al–Cu–Li–Zr–Sc; электронно-лучевая сварка; сплав В-1469; механические свойства; свариваемость; структура сварных соединений.

The special features of structure and properties of high-strength aluminum alloy V-1469 welded joints with thickness 55 mm obtained by electron-beam welding are considered. It is shown that the use of vacuum as the protective medium leads to the intensive removal of gas from the weld pool and reduction of alloying elements content with high elasticity of vapor.

Keywords: aluminum alloy; system of alloying Al–Cu–Li–Zr–Sc; electron-beam welding; alloy V-1469; mechanical properties; weldability; structure of welded joints.

Введение. За рубежом и в России разрабатываются алюминий-литиевые сплавы нового поколения, дополнительно легированные серебром, скандием и другими микродобавками. Сплав 2195, содержащий серебро, применяют для изготовления баков, обеспечивая около 13 % снижения массы по сравнению с ранее используемым сплавом 2219. Известно о применении сплавов 2097 и 2096 в конструкции военных самолетов вместо сплава 2124.

Наиболее перспективным сплавом является высокопрочный конструктивный сплав В-1469, разработанный на основе системы Al–Cu–Li–Mg и дополнительно легированный серебром, цирконием и скандием. Химический состав сплава защищен патентом и имеет зарубежные аналоги (сплавы 2195 и 2198), химический состав которых внесен в международный стандарт [1–3].

Цель исследования – оценка свариваемости сплава В-1469 системы Al–Cu–Li–Mg при электронно-лучевой сварке (ЭЛС).

Материалы и методика эксперимента. Исследования проводили на плитах толщиной 40 и 55 мм. Электронно-лучевую сварку выполняли в поперечном направлении (по отношению к направлению прокатки плит) на установке ЭЛУ20МК, оснащенной энергетическим блоком ЭЛА60/60. Перед сваркой торцевую поверхность стыка обрабатывали на строгальном станке с параметром шероховатости Ra = 6,3 мкм, протирали бензином и спиртом. Заготовки фиксировались на прихватках, полученных ручной аргонодуговой сваркой, по боковым поверхностям.

Сварку образцов осуществляли горизонтальным лучом при расположении стыка в горизонтальной плоскости. Режим сварки выбирали из условия сквозного проплавления образца, формирования шва с параллельными стенками, шириной со стороны проплава не менее 2...3 мм и минимальным занижением шва с лицевой стороны.

В процессе подбора режима сварки варьировали скорость сварки, влияние которой оценивали по внешнему виду швов. Предварительные эксперименты показали, что при скорости сварки менее 20 м/ч наблюдается стекание расплавленного металла сварочной ванны с лицевой стороны и со стороны проплава. Увеличение скорости сварки более 35 м/ч сопровождается необходимостью соответствующего повышения тока луча. При этом наблюдается интенсивное разбрызгивание металла со стороны проплава. Поэтому на основании результатов экспериментов по влиянию скорости сварки на формирование шва был выбран диапазон скоростей сварки 24...26 м/ч.

Оптимальные параметры режима сварки: ток луча 180...195 мА; ток фокусировки 470 мА; скорость сварки 24...26 м/ч; рабочее расстояние 200 мм.

Химический состав и механические свойства сплава В-1469 приведены в табл. 1 и 2.

Прочность сварных соединений определяли на плоских образцах с шириной в рабочей части 10 мм и

1. Химический состав сплава В-1469, % мас.

Cu	Mn	Li	Zr	Sc	Ti	Mg	Ag	Zn
3,2...4,5	0,05...0,08	1,0...1,7	0,02...0,26	0,02...0,28	0,05...0,07	0,01...0,5	0,45	0,2

2. Механические свойства плиты сплава В-1469 после закалки и искусственного старения

$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
544...570	470...477	6,7...8,2

толщиной 3 мм по ГОСТ 1497–84 на универсальной испытательной машине Z–250 фирмы Zwick. Исследования проводили в следующем режиме: установленные на рабочую часть образца датчики деформации осуществляли запись диаграммы растяжения.

Испытания на изгиб осуществляли на плоских образцах сварных соединений толщиной 3 мм размерами 10×90 мм. Ударную вязкость сварных соединений определяли на образцах сечением 10×10 мм длиной 60 мм с U-образной канавкой по металлу шва и по зоне сплавления. Для испытаний образцов применяли маятниковый копер RKP450Z фирмы Zwick.

Макроструктуру сварных соединений исследовали на темплетах, вырезанных из сварных соединений, которые после обработки исследуемой поверхности подвергали твердому цветному анодированию.

Микроструктуру исследовали на шлифах сварных соединений, подвергнутых травлению в реактиве Келлера. Металлографический анализ структуры сварных соединений и основного металла проводили с помощью оптической микроскопии. Применяли оптический металлографический микроскоп Axivert–40 фирмы Carl Zeiss. Съемку микроструктуры осуществляли с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывался с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводился на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

Для исследования поверхности излома образцов и тонкой структуры различных зон сварного соединения применяли электронный сканирующий микроскоп с приставкой для микроанализа марки EVO–50XVP фирмы Carl Zeiss.

Результаты исследований и их обсуждение. Применение указанных параметров режима электронно-лучевой сварки позволило получить сварные соединения с практически параллельными стенками и отсутствием дефектов в виде пор, трещин и паровых мешков (рис. 1). Визуальный осмотр и измерение размеров швов показали, что с лицевой стороны соединения наблюдается занижение шва на 0,5...0,8 мм, а со стороны проплава – выпуклость до 2 мм.

Горизонтальное положение сварочной ванны при сварке позволяет

3. Механические свойства сварных соединений сплава В-1469, полученных ЭЛС (плита толщиной 55 мм)

Место вырезки образцов	$\sigma_в$, МПа	K	Угол изгиба α, °	KCU, кДж/м^2
Верх шва	317...347 * / 323	0,66	30...33 / 32	41...66 / 51
Середина шва	320...342 / 330	0,67	28...34 / 30	65...88 / 77
Корень шва	309...354 / 342	0,7	12...20 / 16	57...69 / 63

* В числителе приведены минимальное и максимальное значения, а в знаменателе – среднее значение.

Обозначение. K – отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного металла.

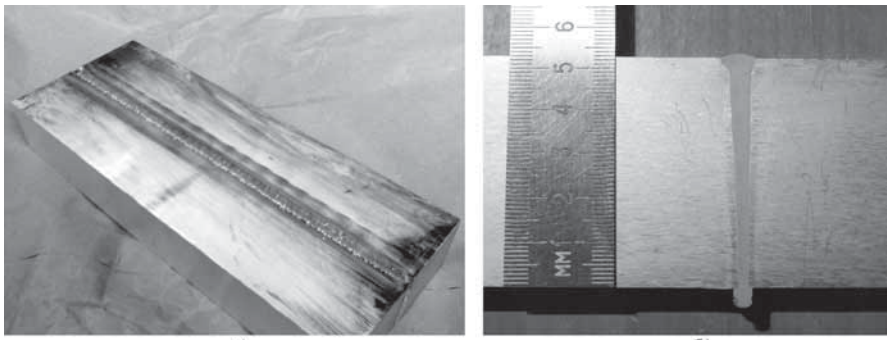
улучшить условия формирования сварного соединения. Главное преимущество при этом – высокая устойчивость ванны при большой толщине свариваемого металла [4–6].

Использование электронного луча при сварке плит сплава В-1469 позволяет получать кинжальное проплавление, при котором ширина в вершине шва незначительно превышает ширину со стороны проплава. Жесткий термический цикл сварки способствует образованию зоны термического влияния малой протяженности с размером зерна на участке перегрева не более балла 4.

Механические свойства сварных соединений сплава В-1469, полученных ЭЛС, приведены в табл. 3. Сварные соединения имеют достаточно высокие прочностные характеристики (до 0,65 от прочности основного материала).

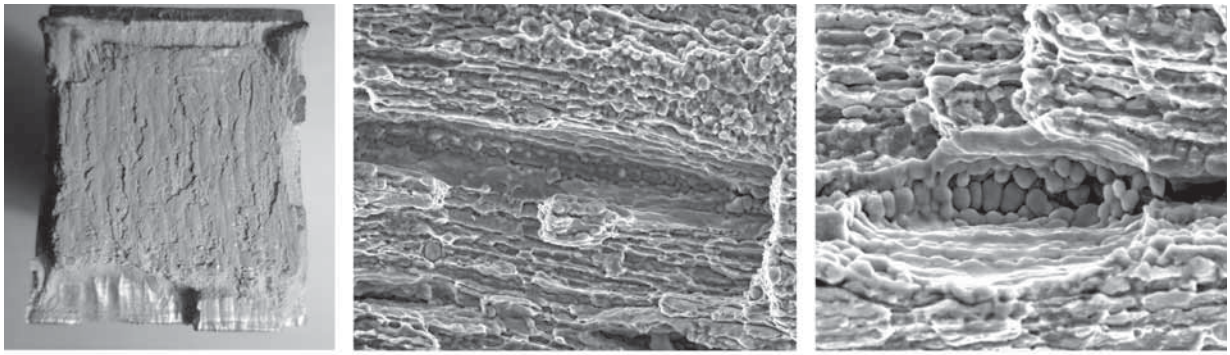
Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на ударную вязкость, которые разрушились по зоне сплавления.

Излом образца, вырезанного из верхней части сварного соединения, имеет выраженное волокнистое строение (рис. 2, *а*). На поверхности излома присутст-



а) *б)*

Рис. 1. Сварной образец (*а*) и макроструктура сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой (*б*)



а) *б)* *в)*

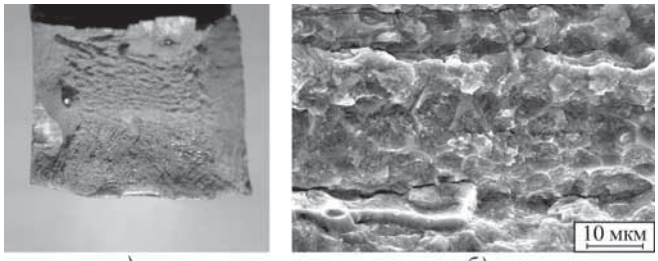
Рис. 2. Строение излома сварного соединения прессованной полосы сплава В-1469 толщиной 40 мм, верх шва:
а – макростроение излома, ×10; *б* – дефект в виде оплавления, ×500; *в* – дефект в виде рыхлоты, ×1000

вуют зоны с полосчатостью и плоские участки с межзеренным изломом. В участках с полосчатостью наблюдаются места с оплавлением по границам зерен (рис. 2, *б*) и рыхлотой (рис. 2, *в*). В этих участках наблюдается в основном структура в виде гребней, вытянутых зерен и небольшого количества ямочного рельефа. На границах зерен в области межзеренного излома наблюдаются выделения упрочняющих фаз.

Излом образца, вырезанного из средней части сварного соединения, имеет слоистое строение (рис. 3, *а*). На поверхности излома наблюдаются протяженные волокна и участки разрушения по границам зерен, а в области волокнистой структуры – гребни, рыхлота. Разрушение происходит по волокнам, где присутствует большое количество мелких частиц (рис. 3, *б*).

В изломе образца, вырезанного из корневого участка шва, слоистость выражена менее четко, чем вверху и в середине шва. Наблюдаются участки без выраженной волокнистости. Таким образом, снижение механических свойств в верхней и средней части сварного шва может быть связано с особенностями строения плиты основного материала.

Металлографические и металлофизические исследования показали, что сплав В-1469 в термически обработанном состоянии характеризуется субзернистой структурой, выделениями ультрадисперсных частиц



а) *б)*

Рис. 3. Строение излома сварного соединения прессованной полосы сплава В-1469 толщиной 40 мм, середина шва:
а – вид излома, ×100; *б* – поверхность волокон, ×2000

фазы δ′(Al_3Li) внутри зерен и дисперсных частиц фазы Al_2LiMg по границам зерен. Выделения по границам деформированных зерен обычно имеют размер 1...2 мкм, но иногда объединяются в сплошные строчки шириной 5...10 мкм.

Структура металла шва (рис. 4, *а*) равноосная с довольно крупными (до 10 мкм) выделениями интерметаллических фаз по границам зерен. В зоне, ближайшей к линии сплавления (рис. 4, *б*), крупные точечные выделения интерметаллических фаз размером 5...10 мкм наблюдаются на фоне межзеренных выделений деформированной структуры. Ширина этой зоны равна 0,1 мм при однопроходной сварке при скорости 36 м/ч, 0,25 мм при скорости 20 м/ч и 0,3 мм при скорости 10 м/ч.

Металлографическим исследованием обнаружена (рис. 4, *в*) зона, обедненная по сравнению с основным материалом мелкодисперсными выделениями упрочняющей δ′-фазы, чем, вероятно, и объясняется снижение твердости металла околошовной зоны. Граница между этой зоной и основным металлом не определяется. На микрошлифах металла шва вблизи зоны сплавления обнаруживаются мелкие поры (рис. 4, *д*) [7].

Из результатов металлографических исследований следует, что легирование сплава В-1469 скандием и серебром уменьшает грубое строение переходной зоны, ее протяженность, сетчатость строения и обогащение границ вторичными хрупкими фазами. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке.

Замеры микротвердости при нагрузке 0,098 Н (табл. 4) и анализ микроструктуры сварных соединений показал, что зона термического влияния невелика и составляет 1,5...2,0 мм.

При воздействии электронного луча на металл вследствие плавления и испарения последнего по всей толщине заготовки формируется высокотемпературный парогазовый канал, диаметр которого в 3–5 раз больше диаметра электронного луча. Перегрев металла при ЭЛС в канале проплавления обусловливает вы-

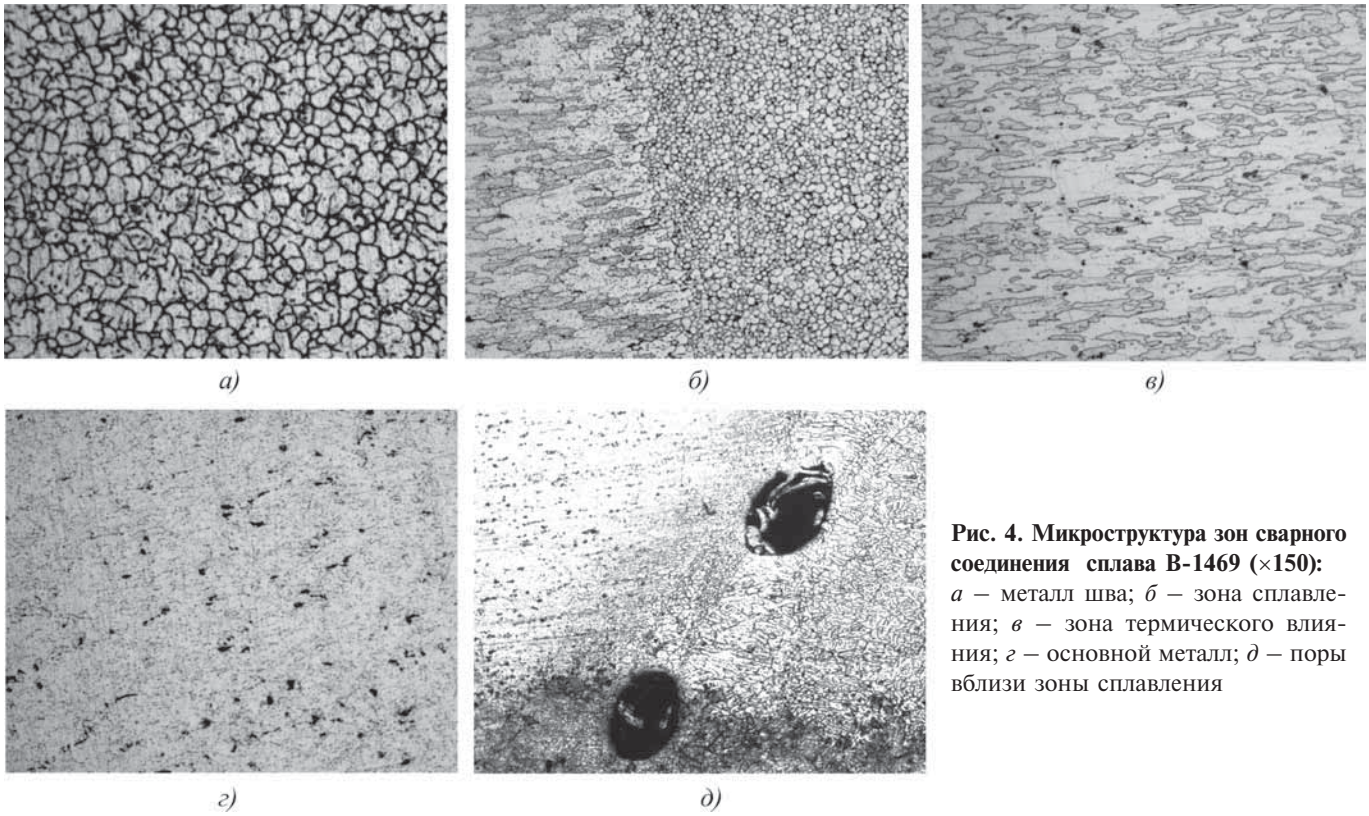


Рис. 4. Микроструктура зон сварного соединения сплава В-1469 (×150): *а* – металл шва; *б* – зона сплавления; *в* – зона термического влияния; *г* – основной металл; *д* – поры вблизи зоны сплавления

4. Микротвердость HV различных зон сварного соединения сплава В-1469

Зона сварного соединения	HV
Металл шва (литая зона)	65...98
Линия сплавления	110...117
Зона термического влияния	120...126
Основной металл	130...133

сокую эффективность металлургических процессов, протекающих во время сварки.

Выполнены исследования микроструктуры сварных соединений сплава В-1469 на растровом электронном микроскопе при замере концентрации легирующих элементов в исследуемой зоне. Микроструктура основного металла имеет ярко выраженную слоистость с вытянутыми зернами в направлении прокатки полосы. Химический состав сплава В-1469 по основным легирующим элементам в зоне анализа микроструктуры следующий, % мас.: 0,59 Mg; 0,45 Ag; 4,2 Cu; 0,12 Sc.

На рис. 5, *а* представлена микроструктура металла сварного шва. Измерения содержания легирующих элементов по растру показали, что металл шва содержит легирующие элементы в следующих количествах, % мас.: 3,12 Cu; 0,40 Ag; 0,10 Sc.

На расстоянии половины между центральной областью шва и линией сплавления содержание основных легирующих элементов практически не изменяется, % мас.: 3,13 Cu; 0,47 Ag; 0,14 Sc. Дополнительно в этой зоне присутствует цирконий в количестве 0,33 %. В обоих случаях литий при дискретном методе измерений не обнаруживается.

В металле шва вблизи линии сплавления наблюдается укрупнение зерен (рис. 5, *б*) и увеличение содер-

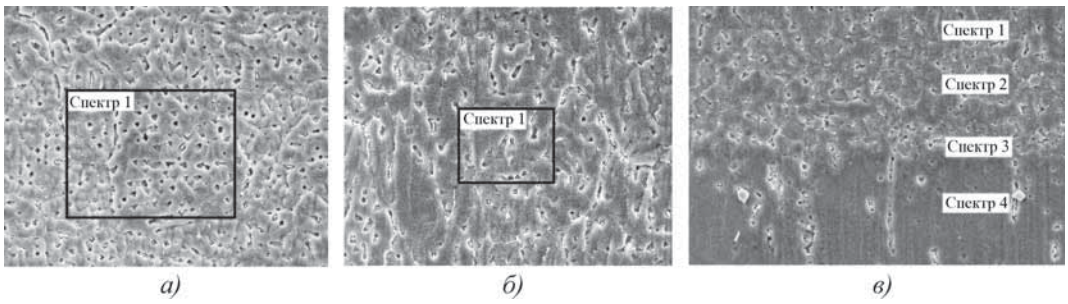


Рис. 5. Микроструктура металла шва (*а*), металла шва вблизи линии сплавления (*б*), зоны сплавления сварного соединения с указанием точек замеров (*в*) ×400

5. Содержание легирующих элементов в зоне сплавления сварного соединения сплава В-1469, % мас.

Точка замера	Al	Sc	Cu	Ag
1	98,1	0,15	1,54	0,30
2	93,46	0,18	5,75	0,61
3	96,95	0,11	2,51	0,43
4	96,31	0,03	3,17	0,52

жания меди до 3,93 %. Содержание остальных элементов следующее, % мас.: 95,44 Al; 0,11 Sc; 0,52 Ag.

На рис. 5, *в* приведены микроструктура зоны сплавления и высокотемпературная область зоны термического влияния сварного соединения сплава В-1469. На данной фотографии отмечены точки замера концентрации легирующих элементов. Концентрации элементов в точках замеров представлены в табл. 5.

В точке *2* резко увеличивается содержание меди в зоне сплавления, т.е. в процессе сварки на стенке кратера образуется тонкая пленка, обогащенная медью.

При изготовлении сварных конструкций с применением электронно-лучевой сварки возможно применение многопроходной сварки, например, для устранения непроваров и внутренних дефектов типа паровых мешков и пор в металле шва. Поэтому представляет практический интерес оценка изменения химического состава металла шва при увеличении числа проходов. Для исследуемого сплава в качестве определяемых были выбраны концентрации основных легирующих элементов – серебра, магния и меди.

Замеры концентрации основных легирующих элементов в металле шва после различного числа проходов показали, что концентрация меди практически не изменяется с увеличением числа проходов от 1 до 3, а концентрации магния и серебра сокращаются не более чем на 5...8 %. Это позволяет предположить, что применение повторных проходов для устранения внутренних дефектов швов не повлечет за собой существенного изменения химического состава и свойств сварных соединений сплава В-1469.

Выводы

1. Применение электронно-лучевой сварки для получения стыковых соединений высокопрочного алюминиевого сплава В-1469 позволяет обеспечить прочность соединений 0,65...0,67 от прочности основного металла в термообработанном состоянии (закалка + + искусственное старение).

2. Для сварных швов характерна мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 5...10 мкм. В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке.

3. В металле шва и в зоне сплавления сварного соединения сплава В-1469 при ЭЛС наблюдается интенсивное перераспределение легирующих элементов (меди, серебра, магния и скандия). В металле шва вблизи линии сплавления наблюдается тонкий слой с содержанием меди 5,75...11,42 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2003123027/02 РФ.** Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него / И.Н. Фридляндер, Е.И. Каблов, О.Е. Грушко, С.Н. Боровских, А.А. Иванова. Опубл. 24.07.2003.

2. **Влияние** серебра и марганца на характеристики старения и микроструктуру Al–Cu–Li / H. Lanping, C. Kanghua, Z. Zigiao, H. Yongping // Metal Mater. and Eng. 2005. 34. № 8. P. 1322–1325.

3. **Фридляндер И.Н.** Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 12–17.

4. **Ищенко А.Я.** Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автоматическая сварка. 2004. № 4. С. 16–26.

5. **Алюминий-литиевые сплавы.** Структура и свойства / И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Киев: Наук. думка, 1992. 192 с.

6. **Влияние** способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т.М. Лабур, Андр.А. Бондарев, А.В. Лозовская и др. // Автоматическая сварка. 2001. № 7. С. 12–16.

7. **Овчинников В.В., Егоров Р.В.** Пористость швов при электронно-лучевой сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Вестник ИГОУ. 2006. Вып. 4. С. 92–96.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
Вячеслав Владимирович Алексеев,
д-р техн. наук;
Валерий Сергеевич Магнитов, канд. техн. наук;
Роман Викторович Егоров

УДК 621.771

А.Е. Феофанова, В.Г. Баженов*, В.Ю. Лавриненко, Е.В. Павленкова***
(Московский государственный технический университет "МАМИ",
** НИИ Механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,*
*** Московский государственный индустриальный университет)*

Численное моделирование процесса удара при осадке цилиндрических заготовок

Представлены методики и результаты экспериментальных и численных исследований процесса ударного деформирования при осадке цилиндрических заготовок, показывающие возможность увеличения степени деформации заготовки и времени контакта бабы с заготовкой.

Ключевые слова: удар; осадка; численное моделирование; математическая модель.

Methods and results of the experimental and theoretical researches of impact deformation during upsetting of cylindrical workpieces with increasing of deformation rate and contact time between the ram and workpiece are shown.

Keywords: impact; upset process; simulation; mathematical model.

Изучение особенностей удара и построение математических моделей, описывающих основные закономерности процесса ударного нагружения, имеют большое значение для решения различных прикладных задач. Например, при ковке на молотах, которая является одним из основных способов изготовления качественных поковок для деталей различных форм и размеров.

Главным недостатком ковки на молотах является высокий расход энергии вследствие кратковременности ударного воздействия, а также потерь энергии при ударе.

Цель работы – исследование процесса удара при осадке цилиндрических заготовок в условиях ударного нагружения.

Построение математических моделей основывалось на экспериментальных исследованиях [1] процесса осадки заготовок на специальной экспериментальной установке, состоящей из вертикального копра и системы скоростной видеосъемки.

В качестве материала заготовок для моделирования горячего деформирования углеродистых и низколегированных сталей использовали прессованный свинец.

Для деформирования заготовок на копре применяли стандартную цельнометаллическую бабу, а также специальную бабу [2], которая заполнена металлическими шариками.

С помощью скоростной цифровой видеокамеры FastVideo-250 проводили видеосъемку процесса падения бабы и деформирования цилиндрической заготовки. Во время видеосъемки данные в непрерывном режиме поступали в оперативную память компьютера. При завершении исследуемого процесса видеоизображения обрабатывали с помощью базового программного обеспечения, что позволило определить продолжительность удара, деформацию заготовок и скорость движения бабы.

Для обеспечения возможности сравнения результатов экспериментов по осадке стандартной и специальной бабой их массы принимали одинаковыми и равными $m_б$ = 22,3 кг. При этом масса засыпаемых внутрь корпуса специальной бабы шариков составила $m_ш$ = 4,5 кг, а отношение массы шариков к общей массе бабы $K_M = \frac{m_ш}{m_б} = 0{,}2$.

На кузнечных предприятиях обычно применяют поковки с соотношением высоты к диаметру $H_{пок}/D_{пок} \approx 0{,}1...0{,}5$. Так как на последнем ударе степень деформации заготовки при осадке наименьшая и не превышает 10 %, то при расчете размеров исходных заготовок было принято, что отношение $H_{пок}/D_{пок}$ приблизительно равно отношению высоты заготовки к ее диаметру $H_{заг}/D_{заг}$ и составляет 0,5.

Масса заготовки-модели 0,8 кг. Размеры заготовки-модели назначили таким образом, чтобы условию $\varepsilon_к = 10$ % соответствовало соотношение $H_{заг}/D_{заг} = 0{,}5$, где $H_{заг}$ = 26 мм; $D_{заг}$ = 50 мм.

При обработке полученных видеоизображений процесса осадки была определена фактическая скорость движения бабы копра при ее падении с высоты 1,25 м, которая составила 4,8 м/с. При этом теоретически возможная скорость движения бабы в момент

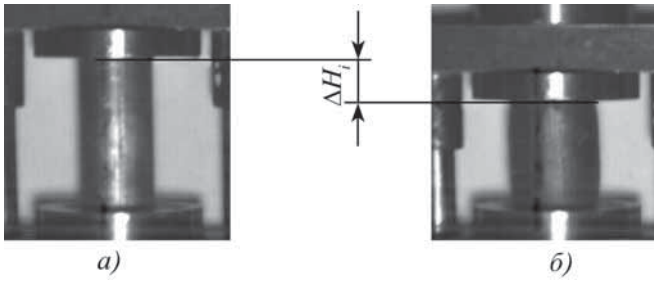


Рис. 1. Раскадровка видеоизображения процесса осадки:
а – *i*-й шаг измерения; *б* – *(i* + 1)-й шаг измерения; ΔH_i – перемещение бабы на *i*-м шаге измерения

соударения с заготовкой была равна 4,95 м/с. Разницу между теоретическими и фактическими значениями скорости (≈5 %) можно объяснить потерями на трение в направляющих копра.

В результате раскадровки видеоизображений в графическом формате *bmp определяли количество кадров N_1, соответствующее нагрузочной фазе удара – от момента начала деформирования заготовки до окончания осадки заготовки, а также количество кадров N_2, соответствующее разгрузочной фазе удара – от момента максимальной деформации заготовки до отскока от нее бабы.

Продолжительность каждой фазы удара определяли по формуле

$$T_i = N_i t, \tag{1}$$

где N_i – количество кадров; $t = 3{,}33 \cdot 10^{-4}$ с – время одного кадра, а полная продолжительность всего удара:

$$T_у = T_1 + T_2, \tag{2}$$

где T_1 – продолжительность нагрузочной фазы удара; T_2 – продолжительность разгрузочной фазы удара.

Затем масштабировали полученные кадры процесса осадки и измеряли перемещение бабы ΔH с шагом по времени, равным принятому времени одного кадра $t = 3{,}33 \cdot 10^{-4}$ с (рис. 1).

Численное моделирование процесса осадки заготовок в условиях ударного нагружения проведено с помощью пакета прикладных программ "Динамика-2", основанного на гипотезах и уравнениях механики сплошной среды [3].

Уравнение движения сплошной среды в цилиндрической системе координат *r*, β, *z* (*Oz* – ось вращения) следует из уравнения баланса виртуальных мощностей:

$$\begin{aligned}
&\iint_{\Omega} (\sigma_{rr}\delta\dot{e}_{rr} + \sigma_{\beta\beta}\delta\dot{e}_{\beta\beta} + \sigma_{zz}\delta\dot{e}_{zz} + 2\sigma_{rz}\delta\dot{e}_{rz}) r d\Omega + \\
&+ \iint_{\Omega} (\rho\ddot{u}_r \delta\dot{u}_r + \rho\ddot{u}_z \delta\dot{u}_z) r d\Omega - \\
&- \int_{G_p} (p_r \delta\dot{u}_r + p_z \delta\dot{u}_z) r dG - \\
&- \int_{G_q} (q_r \delta\dot{u}_r + q_z \delta\dot{u}_z) r dG = 0,
\end{aligned} \tag{3}$$

где σ_{ij}, $\dot{e}_{ij}$ – компоненты тензора напряжений Коши и скоростей деформаций (симметричной части градиента скорости перемещений); $\dot{u}_\alpha$, $\ddot{u}_\alpha$ – компоненты векторов скорости перемещения и ускорения перемещения; p_α, q_α – компоненты поверхностных и контактных нагрузок ($i, j, \alpha = r, \beta, z$); ρ – плотность; Ω – область, занимаемая меридиональным сечением сплошной среды; G_p – часть поверхности, на которой задается априори известная поверхностная нагрузка; G_q – часть поверхности, на которой задаются контактные давления, определяемые в процессе решения.

Кинематические соотношения формулируют в скоростях в метрике текущего состояния, что позволяет учитывать большие формоизменения и деформации. Для описания упругопластических свойств материалов применяют теорию течения с нелинейным изотропным упрочнением. Связь между компонентами девиатора скоростей напряжений и упругими составляющими компонент девиатора скоростей деформаций осуществляют на основе обобщенного закона Гука в метрике текущего состояния. Поворот частицы среды как жесткого целого описывается производной Яуманна.

Скорости пластических составляющих деформации определяют с помощью ассоциированного закона течения:

$$\begin{aligned}
&\dot{e}^p_{ij} = \dot{\lambda}\sigma'_{ij}; \quad \sigma'_{ij}\sigma'_{ij} = 2/3\sigma_i^2(\kappa); \\
&\kappa = \sqrt{2/3}\int_0^t \sqrt{\dot{e}^p_{ij}\dot{e}^p_{ij}}\, dt,
\end{aligned} \tag{4}$$

где λ – коэффициент пропорциональности между интенсивностью напряжений и интенсивностью скоростей деформации; κ – параметр Одквиста; $\sigma_i(\kappa)$ – зависимость интенсивности напряжений от параметра Одквиста (истинная диаграмма деформирования материала). Полная система уравнений при заданных начальных и граничных условиях решается по явной конечно-разностной схеме интегрирования по времени типа "крест".

В вариационном уравнении движения компоненты контактной силы q_α ($\alpha = r, z$) заранее неизвестны и их определяют в процессе решения задачи. Силу по нормали к поверхности контакта находят из условия непроникания. Связь контактирующих подобластей предполагают односторонней, т.е. возможен отрыв поверхностей друг от друга и повторное вступление в контакт.

При расчете объема шариков экспериментальной бабы принимали, что при засыпке шарики будут ориентированы относительно друг друга согласно упаковке И. Кеплера (кубическая гранецентрированная упаковка), когда в лунки нижележащего слоя шариков наложен такой же слой шариков, а шарики третьего слоя лежат точно над шариками первого слоя и т.д. (рис. 2).

В качестве математической модели процесса удара при осадке стандартной бабой была принята модель

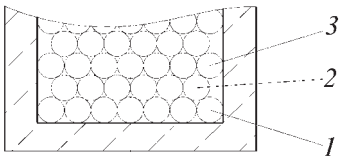


Рис. 2. Схема расположения шариков в специальной бабе копра:
1 – первый ряд шариков; *2* – второй ряд шариков; *3* – *n*-й ряд шариков

удара по заготовке сплошным стержнем. Согласно этой модели на рис. 3 приведена упрощенная схема расположения шариков в специальной бабе копра, где каждый следующий слой шариков располагается точно над шариками предыдущего слоя и т.д.

При данной схеме расположения шариков в полости бабы диаметром 90 мм в одном слое содержится $N = 37$ шариков диаметром 12 мм. Данная схема расположения шариков по отдельным столбам позволила предложить расчетную осесимметричную схему специальной бабы копра, согласно которой шарики расположены в один столб (рис. 4).

На основе данной схемы при численном моделировании в пакете "Динамика-2" длины тел (бабы, заготовки) приняты такими же, как при экспериментальных исследованиях, а массу стандартной и специальной бабы, массу корпуса специальной бабы без шариков, массу засыпаемых внутрь шариков и массу образца уменьшили в 37 раз по сравнению с фактическими значениями.

При численном моделировании процесса осадки специальной бабой для решения задачи взаимодействия шариков друг с другом и корпусом бабы использовали два метода:

1) метод решения уравнений механики сплошной среды, используемый в пакете "Динамика-2";

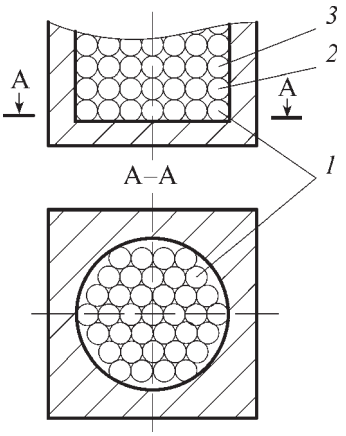


Рис. 3. Упрощенная схема расположения шариков в специальной бабе копра:
1 – первый ряд шариков; *2* – второй ряд шариков; *3* – *n*-й ряд шариков

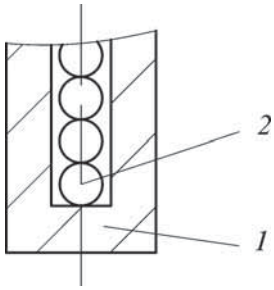


Рис. 4. Расчетная осесимметричная схема расположения шариков в специальной бабе копра:
1 – корпус бабы; *2* – столб шариков

2) метод исследования нелинейных импульсов в зернистых средах, предложенный В.Ф. Нестеренко [4].

Во втором методе контактное взаимодействие между соседними шариками определяется законом Герца.

Основные параметры предложенных математических моделей процесса удара при осадке заготовок стандартной и специальной бабами при численном моделировании представлены в таблице.

Механические характеристики свинца: модуль объемного сжатия $K = 5{,}333 \cdot 10^2$ МПа; модуль сдвига $G = 5{,}517 \cdot 10^1$ МПа; плотность $\rho = 1{,}135 \cdot 10^4$ кг/м^3; предел текучести $\sigma_т = 7{,}7$ МПа. Диаграмма деформирования в виде $\sigma_i/\sigma_т \sim \kappa$ приведена на рис. 5.

Результаты экспериментального и численного моделирования приведены на рис. 6 в виде графиков зависимостей перемещения бабы от времени деформирования при осадке заготовок.

Максимальные экспериментальные значения перемещения бабы ΔH_{max} и соответствующая ему продолжительность нагрузочной фазы удара T_1 при экспериментальной осадке цилиндрической заготовки составили:

– стандартной бабой $\Delta H_{max} = 0{,}004$ м; $T_1 = 0{,}00167$ с;

– специальной бабой $\Delta H_{max} = 0{,}005$ м; $T_1 = 0{,}00267$ с.

При численном моделировании осадки стандартной бабой:

– $\Delta H_{max} = 0{,}005215$ м; $T_1 = 0{,}00196$ с.

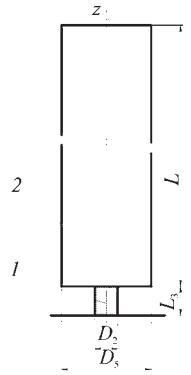
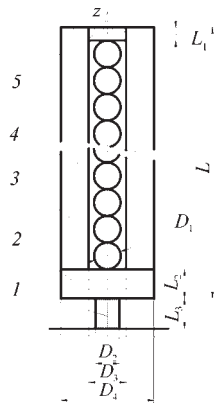
При численном моделировании осадки специальной бабой:

– методом В.Ф. Нестеренко – $\Delta H_{max} = 0{,}00545$ м; $T_1 = 0{,}00205$ с;

– методом сплошной среды – $\Delta H_{max} = 0{,}005391$ м; $T_1 = 0{,}002$ с.

Необходимо отметить высокую сходимость результатов экспериментов и предложенных математических моделей процесса удара при осадке специальной бабой. Некоторое расхождение результатов (≈ 8 %) экспериментов и численного расчета при осадке стандартной бабой можно объяснить допущениями, принятыми при моделировании в пакете "Динамика-2".

Параметры математических моделей при численном моделировании

Математическая модель удара при осадке стандартной бабой	Математическая модель удара при осадке специальной бабой
 *1* – заготовка; *2* – сплошной стержень	 *1* – заготовка; *2* – дно бабы; *3* – корпус бабы; *4* – столб шариков; *5* – крышка бабы
Приведенная масса заготовки: 0,015 кг Диаметр заготовки D_2: 4,031 мм Длина заготовки L_3: 26 мм Материал заготовки: свинец Приведенная масса стержня: 0,5797 кг Диаметр стержня D_5: 17,76 мм Длина стержня L: 300 мм Скорость стержня при ударе: 4,8 м/с Материал стержня: сталь 45	Приведенная масса заготовки: 0,015 кг Диаметр заготовки D_2: 4,031 мм Длина заготовки L_3: 26 мм Материал заготовки: свинец Приведенная масса бабы (с шариками): 0,5797 кг Наружный диаметр бабы D_4: 19,1 мм Длина бабы L: 300 мм Внутренний диаметр бабы D_3: 13,82 мм Длина крышки бабы L_1: 97,2 мм Длина дна бабы L_2: 25 мм Материал корпуса и крышки бабы: сталь 45 Диаметр шариков D_1: 12 мм Количество шариков: 14 Приведенная масса шариков: 0,1171 кг Материал шариков: сталь ШХ15 Скорость бабы при ударе: 4,8 м/с

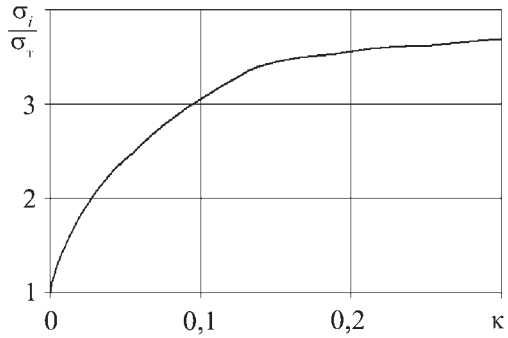


Рис. 5. Истинная диаграмма деформирования свинца

Выводы

1. Разработана методика и приведены результаты экспериментальных и численных исследований процесса удара при осадке цилиндрических заготовок, позволяющие увеличить степень деформации заготовки благодаря использованию бабы специальной конструкции.

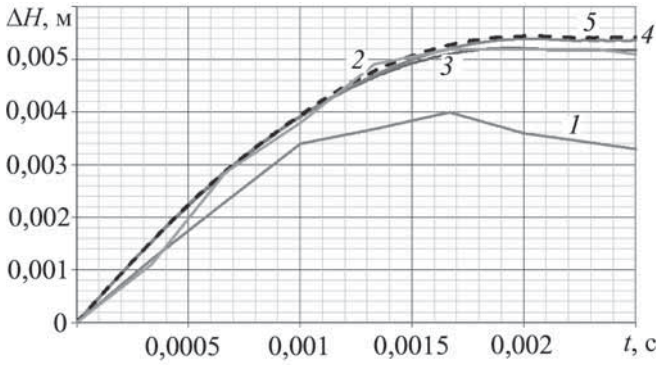


Рис. 6. Зависимости перемещения бабы ΔH от времени деформирования t:
1 – осадка стандартной бабой (эксперимент); *2* – осадка специальной бабой (эксперимент); *3* – осадка стандартной бабой (численный расчет); *4* – осадка специальной бабой (численный расчет, сплошная среда); *5* – осадка специальной бабой (численный расчет, метод В.Ф. Нестеренко)

2. Проведенный численный расчет процесса удара при осадке заготовок стандартной и специальной бабами в программе "Динамика-2" позволяет на стадии проектирования технологического процесса выбрать оптимальную конструкцию бабы молота, позволяющую увеличить время контакта бабы с заготовкой для эффективного решения задачи при изготовлении деталей при ковке на молотах.

3. Применение метода исследования нелинейных импульсов в зернистых средах, предложенного В.Ф. Нестеренко для численного исследования процессов распространения импульса в столбе шариков, позволило сократить время вычислительного процесса примерно в 15 раз по сравнению с моделированием в рамках механики сплошной среды.

4. Использование численных методов возможно только на основе создания библиотеки данных, основанных на экспериментальных исследованиях процесса удара при осадке цилиндрических заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю.** Экспериментальные исследования процесса удара при осадке цилиндрических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 12–15.

2. **Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю., Семёнов Е.И.** Устройство бабы молота: пат. на полезную модель 96804 РФ. Б.И. 2010.

3. **Баженов В.Г., Зефиров С.В., Кочетков А.В. и др.** Пакет программ "Динамика-2" для решения плоских и осесимметричных нелинейных задач нестационарного взаимодействия конструкций со сжимаемыми средами // Математическое моделирование. 2000. Т. 12. № 6. С. 67–72.

4. **Нестеренко В.Ф.** Распространение нелинейных импульсов сжатия в зернистых средах // Журнал прикладной механики и технической физики. 1983. № 5 (141). С. 136–148.

Анна Евгеньевна Феофанова, д-р техн. наук,
feofanova426@mail.ru;
Валентин Георгиевич Баженов,
д-р физ.-мат. наук;
Владислав Юрьевич Лавриненко,
канд. техн. наук;
Елена Владимировна Павленкова,
канд. физ.-мат. наук

УДК 621.226.2

О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак
(Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск)

Повышение качества управления гидравлическими прессами с насосно-аккумуляторным приводом

Рассмотрены существующие системы управления гидравлическими прессами с насосно-аккумуляторным приводом, выявлены основные недостатки их работы. Проанализирован баланс давлений в магистрали "аккумулятор–пресс". Установлено влияние коэффициента качества гидросистемы на расходные характеристики дроссельных регулирующих клапанов. Разработаны новые конструкции системы управления гидравлическим прессом и разгруженного дроссельного регулирующего клапана. Приведена методика расчета площади проходного сечения нового клапана. Даны практические рекомендации по обеспечению высоких качества управления и эффективности работы гидравлических прессов с насосно-аккумуляторным приводом.

Ключевые слова: гидравлический пресс; насосно-аккумуляторный привод; дроссельный регулирующий клапан; давление; магистраль.

Modern hydraulic presses control systems with pump-accumulator drive are considered, the main disadvantages of its work are revealed. Pressure balance in hydraulic line "accumulator–press" is analyzed. Influence of hydraulic system quality coefficient on flow rate characteristics of throttling control valves is determined. New constructions of hydraulic press control system and decompressed throttling control valve are designed. Procedure of the new valve flow section area calculation is given. Practical recommendations providing high control quality and effectiveness of hydraulic presses with pump-accumulator drive working are delivered.

Keywords: hydraulic press; pump-accumulator drive; throttling control valve; pressure; hydraulic line.

В *насосно-аккумуляторном приводе* (НАП) гидравлических прессов между насосной станцией и прессом устанавливается аккумулятор, который накапливает жидкость высокого давления во время пауз в работе пресса и в периоды пониженного расхода и отдает в моменты, когда потребление жидкости прессом превосходит подачу насосов. Аккумулятор обеспечивает выполнение рабочих ходов с высокими скоростями и силами.

Проанализируем баланс давлений p_a в насосно-аккумуляторном приводе. Для этого рассмотрим схему

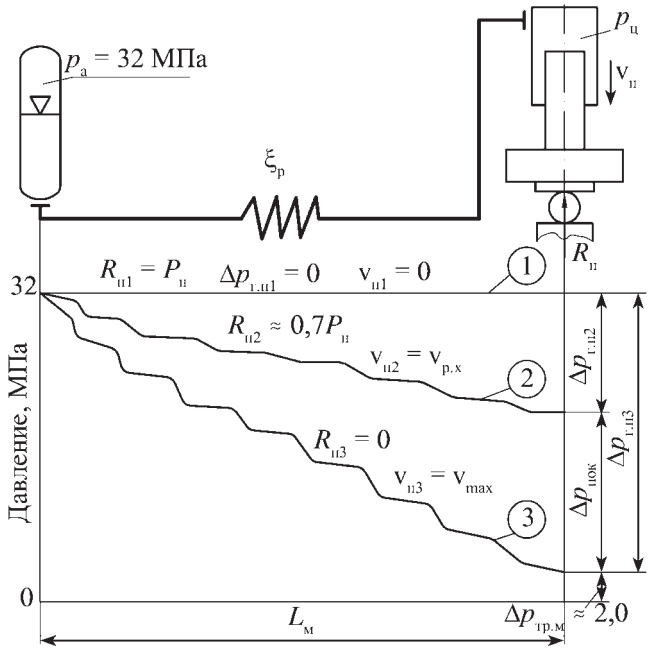


Рис. 1. Схема распределения давлений в магистрали "аккумулятор–пресс":
$R_п$ – сила сопротивления поковки деформированию; $P_н$ – номинальная сила пресса; $\Delta p_{г.п}$, $\Delta p_{пок}$, $\Delta p_{тр.м}$ – потери давления на преодоление гидравлических сопротивлений, сопротивления поковки механического трения в манжетах цилиндров и в направляющих подвижной поперечины соответственно; $p_ц$ – давление в рабочем цилиндре; $v_{р.х}$ – наибольшая скорость опускания поперечины пресса на рабочем ходе в отсутствие поковки; $\xi_р$ – приведенный коэффициент гидравлического сопротивления магистрали рабочих цилиндров; $L_м$ – длина магистрали "аккумулятор–пресс"

распределения давлений в магистрали "аккумулятор–пресс" для трех случаев (рис. 1):

1. Бойки верхний и нижний сомкнуты. Скорость поперечины $v_п$ равна нулю. Впускной клапан рабочих цилиндров открыт.

2. Поперечина пресса обжимает поковку (рабочий ход).

3. Поперечина движется вниз при полностью открытом впускном клапане. Поковка отсутствует.

Рассмотрим сначала первый и третий случаи, а затем – второй случай.

В первом случае давление в рабочем цилиндре $p_р$ равно давлению в аккумуляторе, скорость поперечины равна нулю, гидравлические потери в системе отсутствуют.

В третьем случае поперечина движется вниз с максимальной скоростью без поковки и при полностью открытом впускном клапане. При этом давление в рабочем цилиндре составляет всего 2 МПа, необходимые для преодоления механического трения, а 30 МПа составляют гидравлические потери в магистрали "аккумулятор–пресс". Таким образом, почти вся накопленная энергия аккумулятора пошла на преодоление гидравлических сопротивлений, т.е. на нагрев рабочей жидкости и элементов гидравлической системы пресса.

Во втором случае, когда поперечина совершает рабочий ход, часть энергии аккумулятора идет на гидравлические потери $\Delta p_{г.п}$, часть – на деформирование поковки $\Delta p_{пок}$ и часть – на механическое трение $\Delta p_{тр.м}$. Чем меньше сопротивление поковки, тем большая часть давления аккумулятора идет на преодоление гидравлических сопротивлений, но тем выше скорость деформирования. При повышенном сопротивлении поковки наблюдается обратная картина. Таким образом, баланс давлений в насосно-аккумуляторном приводе складывается из следующих величин:

$$p_а = \Delta p_{г.п} + \Delta p_{пок} + \Delta p_{тр.м}.$$

Основными недостатками большинства конструкций существующих систем управления прессами с НАП являются значительная протяженность магистралей "аккумулятор–рабочий цилиндр" (до 100 м и более) и наличие необоснованно большого количества местных сопротивлений [1]. Отношение гидравлического сопротивления регулирующего клапана к общему сопротивлению магистрали "аккумулятор–пресс", называемое коэффициентом качества гидросистемы α, при больших длине магистралей и количестве гидросопротивлений составляет 0,05...0,08 [2]. При этом сильно искажаются расходные характеристики регулирующих клапанов, приближаясь к релейным, ухудшаются их регулирующие свойства, торможение поперечины пресса сопровождается гидроударами.

Расходной характеристикой регулирующего клапана называется зависимость установившейся скорости $v_п$ движения поперечины пресса (без поковки) от высоты подъема клапана $h_{кл}$:

$$v_п = \frac{v_{max}}{\sqrt{1+\alpha\left(\frac{h_{кл}^2}{h_{тек}^2}-1\right)}},$$

где v_{max} – наибольшая установившаяся скорость опускания подвижной поперечины пресса без поковки, м/с; $h_{тек}$ – текущая высота подъема клапана, мм.

На рис. 2 показано семейство расходных характеристик клапана, полученных при различных значениях коэффициента α. Исходная конструктивная характеристика клапана линейна. При $\alpha = 1$ расходная и конструктивная характеристики совпадают. Это идеальный вариант. С уменьшением коэффициента α расходная характеристика отклоняется от линейной конструктивной и при $\alpha = 0{,}05$ приближается к релейной.

Опыт эксплуатации гидравлических прессов с НАП показал, что чем больше значение коэффициента α, тем выше чувствительность системы управления прессом и точность ковки (штамповки) [3]. В гидро-

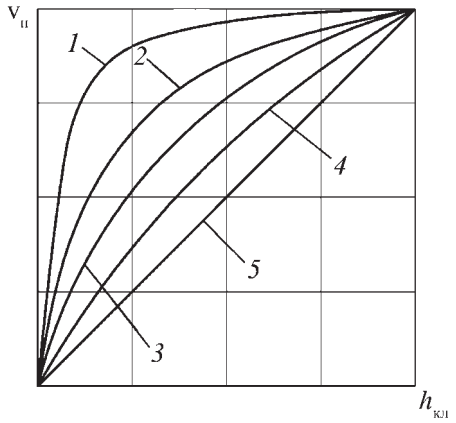


Рис. 2. Расходные характеристики регулирующего клапана, полученные при различных значениях коэффициента α:
1 – 0,05; *2* – 0,1; *3* – 0,3; *4* – 0,5; *5* – 1,0

системах прессов α = 0,5...0,7. Для достижения этих значений систему управления прессом с НАП необходимо усовершенствовать следующим образом (рис. 3) [4].

Аккумулятор *5* устанавливают около пресса, а дроссельный регулирующий клапан *6* помещают в блок клапана наполнения *3*, расположенный на прессе возле рабочего цилиндра *1*, и оснащают индивидуальным сервоприводом. Регулирующий клапан *6* соединяют с аккумулятором *5* магистралью с минимальным гидросопротивлением. Главный клапанный распределитель *7* содержит напорный *8* и сливной *9* клапаны управления возвратными цилиндрами *2* и разгрузочный сливной клапан *10* рабочего цилиндра *1*. Клапаны *8*, *9* и *10* управляются индивидуальными следящими сервоприводами.

На рабочем ходе торможение подвижной поперечины на заданном размере осуществляется закрытием регулирующего клапана *6*. Благодаря минимальному гидросопротивлению магистрали "аккумулятор–пресс" обеспечивается высокое значение коэффициента α, а следовательно, и высокая чувствительность управления подвижной поперечиной пресса при отсутствии гидроударов. При высоких значениях коэффициента α расходная характеристика клапана максимально приближается к его конструктивной характеристике (линейной или квадратичной).

Для осуществления гибкого и точного управления положением и скоростью поперечины, особенно на быстроходных прессах, необходимо дросселировать поток рабочей жидкости с помощью клапанов, обладающих высокими регулирующими свойствами и повышенной стойкостью против кавитационной эрозии. К таким клапанам относится дроссельный регулирующий клапан [5], приведенный на рис. 4, принципиальной особенностью которого является наличие у плунжера *1* конической юбки *2*, вершина конуса которой направлена против движения потока рабочей жидкости. Центральный проходной канал *7* выполнен

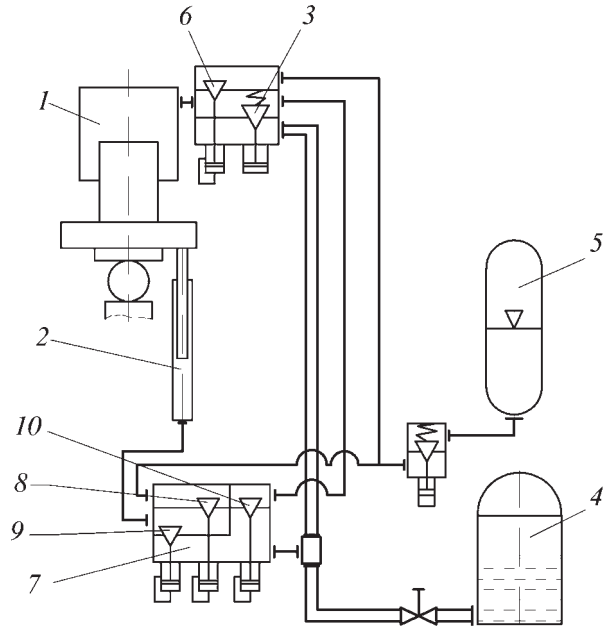


Рис. 3. Система управления гидравлическим прессом с насосно-аккумуляторным приводом:
1, *2* – рабочий и возвратный цилиндры; *3* – клапан наполнения; *4* – наполнительно-сливной бак; *5* – аккумулятор; *6* – регулирующий впускной клапан рабочих цилиндров; *7* – главный клапанный распределитель; *8*, *9* – напорный и сливной клапаны возвратных цилиндров; *10* – сливной разгрузочный клапан рабочего цилиндра

коническим и обращен вершиной конуса по направлению движения потока. При этом критическое проходное сечение образовано кольцевой щелью между

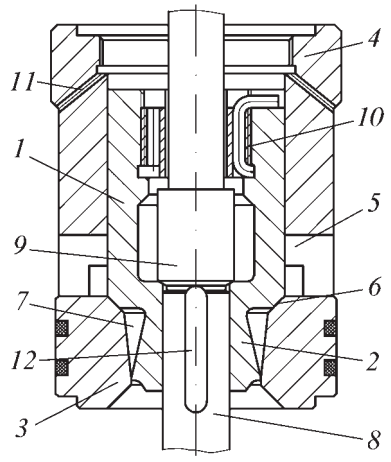


Рис. 4. Дроссельный регулирующий клапан:
1 – плунжер; *2* – юбка плунжера; *3* – седло; *4* – направляющий стакан; *5* – пропускные окна; *6* – уплотнительная фаска; *7* – центральный проходной канал; *8* – шток; *9* – разгрузочный клапан; *10* – упорная гайка; *11* – дроссельный канал; *12* – проточка

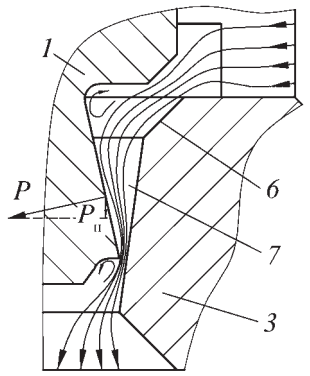


Рис. 5. Движение потока рабочей жидкости в дросселирующем элементе дроссельно-регулирующего клапана (см. рис. 4)

кольцевым выступом юбки *2* и конической поверхностью центрального проходного канала *7* седла *3*.

Рассмотрим механизм процесса дросселирования рабочей жидкости в клапане при торможении поперечины пресса на основе схемы движения потока, приведенной на рис. 5 (см. позиции на рис. 4).

Поступая между уплотнительными фасками *6* в канал *7*, поток жидкости, дестабилизированный при прохождении окон *5*, упорядочивается, плавно ускоряется и, пройдя критическое сечение, подвергается внезапному расширению (дросселированию), идущему с наибольшим поглощением энергии потока [6]. Кавитационные пузырьки, образовавшиеся в критическом сечении, выносятся в подклапанное пространство, где и схлопываются, не причиняя вреда клапану, так как критическое сечение клапана расположено намного ниже этой фаски.

Выполнение конической юбки *2* плунжера *1* с вершиной конуса, обращенной против движения потока, позволяет получить при взаимодействии струи жидкости с конической поверхностью юбки *2* составляющую $P_п$ гидродинамической силы *P*, направленную вниз, и стабилизирующую положение плунжера *1* относительно штока *8* на всем ходе клапана. В результате этого эффекта значительно повышается динамическая устойчивость работы клапана.

Эксплуатация клапанов этого типа на ковочных прессах силой 63 МН показала, что они обладают высокими регулирующими свойствами и повышенной стойкостью против кавитационной эрозии. Срок их службы составляет в среднем 1,5–2,0 года. При этом работоспособность клапана ограничивается не кавитационным износом запорной фаски, а абразивным износом плунжера и направляющего стакана. Увеличивающийся в процессе эксплуатации зазор между ними приводит к плохой разгрузке клапана и повышению силы его подъема. В процессе эксплуатации изнашивается также и разгрузочный клапан.

Регулирующие свойства дроссельного клапана значительно увеличиваются при наличии индивидуального следящего привода, управляющего этим клапаном. Наличие разгрузочного клапана внутри основного (см. рис. 4) усложняет конструкцию клапана и снижает чувствительность процесса регулирования, особенно когда неправильно рассчитаны проходные сечения разгрузочного клапана и дроссельных отверстий в направляющем стакане клапана. Для повышения чувствительности управления и упрощения конструкции клапана желательным является жесткое соединение основного затвора клапана с сервоприводом при отсутствии разгрузочного клапана.

В целях упрощения конструкции клапана и повышения его срока службы разработан новый клапан с разгруженной надклапанной полостью, что позволило отказаться от клапана разгрузки.

В новом дроссельно-регулирующем клапане (рис. 6) [7] плунжер *2* жестко соединен со штоком *6*, в котором выполнен канал *11*, соединяющий полость *5* в плунжере *2* с полостью *10*, расположенной ниже запорной фаски *12*. Шток *6* жестко соединен со следящим сервоприводом, силой которого плунжер *2* прижат к запорной фаске *12*. Жидкость низкого давления из полости *10* через каналы *11* и *3* заполняет надклапанную полость *4*. Поскольку давления над и под клапаном одинаковы, клапан является разгруженным. Для его подъема не требуется больших сил. При этом полости над и под клапаном разобщены с помощью уплотнительного кольца *13* с низким коэффициентом трения.

При подъеме штока *6* и открытии запорной фаски *12* рабочая жидкость высокого давления от насосно-аккумуляторной станции через отверстия *9* в направляющем стакане поступает в дросселирующий канал *8*, проходит, ускоряясь, между дросселирующим элементом конической юбки *7* и коническим от-

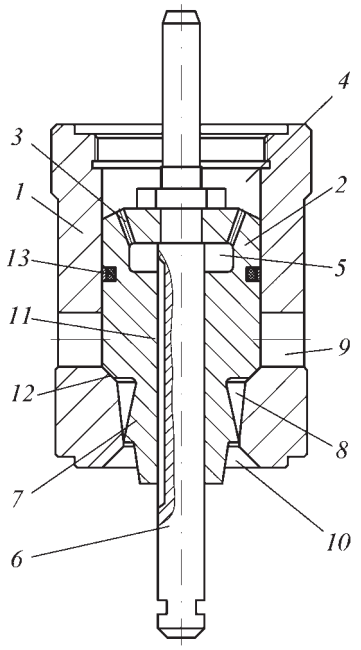


Рис. 6. Дроссельно-регулирующий клапан разгруженной конструкции:
1 – направляющий стакан; *2* – плунжер; *3* – каналы; *4*, *5* – надклапанная и внутренняя полости; *6* – шток; *7* – коническая юбка; *8* – дросселирующий канал; *9* – подводящее отверстие; *10* – подклапанная полость; *11* – канал; *12* – запорная фаска; *13* – уплотнительное кольцо

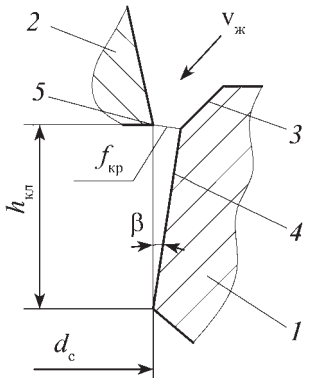


Рис. 7. Геометрия проточной части клапана разгруженной конструкции:
1 – седло клапана; *2* – плунжер; *3* – основная запорная фаска; *4* – коническая поверхность дросселирующего канала; *5* – крайняя точка выступа дросселирующей юбки; $v_ж$ – скорость рабочей жидкости в клапане при дросселировании

верстием стакана *1*, а затем после внезапного расширения попадает в подклапанную полость *10* и уходит в рабочий цилиндр пресса. Жесткое соединение плунжера *2* со штоком *6*, а штока *6* – со следящим сервоприводом обеспечивает достижение любого закона открытия и закрытия клапана, делает его управляемым и динамически устойчивым на протяжении всего периода работы. Закрытие запорной фаски *12* осуществляется усилием следящего сервопривода. Наличие уплотнительного кольца *13* резко снижает абразивный износ плунжера *2* и стакана *1*.

Определяющими конструктивными параметрами приведенного клапана разгруженной конструкции являются: диаметр седла $d_с$ и ход клапана $h_{кл}$ (рис. 7), которые задают, исходя из конструктивных соображений. Критическое (минимальное) проходное сечение клапана определяется углом конусности отверстия седла. При известных значениях $d_с$ и $h_{кл}$ угол конусности отверстия седла β вычисляют по формуле для расчета критического проходного сечения

$$f_{кр} = \pi h_{кл} \sin\beta (d_с + h_{кл} \sin\beta \cos\beta).$$

По этой же формуле строится конструктивная характеристика клапана.

Критическое проходное сечение всегда находится в области выступа *5* (см. рис. 7) и поднимается вместе с ним по мере подъема плунжера *2* клапана. Оно представляет собой коническую поверхность, образующей которой является перпендикуляр, опущенный из крайней точки выступа *5* на внутреннюю поверхность дросселирующего канала *4*.

Рассчитать площадь проходного сечения регулирующего клапана для гидравлического пресса с приводом от насосно-аккумуляторной станции можно по следующей методике.

1. По формуле Вейсбаха определяем коэффициент сопротивления магистрали "аккумулятор–пресс", приведенный к площади рабочих цилиндров

$$\xi_м = \frac{\Delta p}{0{,}5\rho v_{max}^2} = \xi_{кл} + \xi_{арм},$$

где Δp – перепад давлений между аккумулятором $p_а$ и рабочим цилиндром $p_ц$ при опускании поперечины пресса с наибольшей скоростью без поковки ($\Delta p = p_а - p_ц$); $\xi_{кл}$, $\xi_{арм}$ – приведенный коэффициент сопротивления регулирующего клапана и труб, арматуры в магистрали "аккумулятор–пресс" соответственно; ρ – плотность рабочей жидкости.

Перепад давлений Δp не должен превышать 30 МПа при давлении в насосно-аккумуляторной станции 32 МПа. Максимальная скорость опускания поперечины v_{max} = 400...500 мм/с.

2. Задаем значение коэффициента α (0,5...0,6) и вычисляем коэффициент $\xi_{кл}$:

$$\xi_{кл} = \alpha \xi_м.$$

3. Определяем коэффициент $\xi_{арм}$ и проектируем магистраль в соответствии с его величиной.

4. Приводим коэффициент $\xi_{кл}$ к проходному сечению подводящего трубопровода $f_{тр}$:

$$\zeta_{кл} = \xi_{кл} \frac{f_{тр}^2}{F_р^2},$$

где $\zeta_{кл}$ – коэффициент гидравлического сопротивления клапана, приведенный к сечению подводящего трубопровода $f_{тр}$; $F_р$ – площадь плунжера рабочего цилиндра.

5. Критическое проходное сечение клапана вычисляем по формуле, устанавливающей связь между коэффициентом $\zeta_{кл}$ и $f_{тр}$ при внезапном расширении струи рабочей жидкости

$$f_{кр} = \frac{f_{тр}}{\sqrt{\zeta_{кл}} + 1}.$$

Основные параметры разгруженных дроссельно-регулирующих клапанов рассмотренной конструкции приведены в таблице.

Основные параметры разгруженных дроссельно-регулирующих клапанов

Параметр	Значение		
Диаметр отверстия седла $d_с$, мм	65	60	50
Ход клапана $h_{кл}$, мм	40	35	35
Угол конуса седла β, °	8	7	8
Площадь критического проходного сечения в клапане $f_{кр}$, мм^2	1240	1000	840
Коэффициент сужения проходного сечения клапана по отношению к сечению трубы	5,6	5,1	6,0

Таким образом, правильно выбранные параметры и конструкция дроссельно-регулирующих клапанов обеспечивают повышенные надежность, долговечность и качество управления гидравлическими прессами с НАП.

Заключение. Для обеспечения высоких качества управления и эффективности работы гидравлических прессов с НАП необходимо:

1. Использовать индивидуальный или малогрупповой (не более двух прессов) НАП. При индивидуальном насосно-аккумуляторном приводе резко сокращается маневровый объем аккумулятора, что позволяет сделать баллон поршневым, разделив воздух и жидкость и резко снизив насыщение ее воздухом [8]. Соответственно снизится и кавитационный износ элементов гидросистемы, упростится устройство насосно-аккумуляторной станции и повысится ее безопасность.

2. Максимально близко расположить гидробаллоны аккумуляторов к прессам для снижения гидропотерь в магистралях и нагрева рабочей жидкости.

3. Для обеспечения безударной работы и высокой чувствительности управления прессом коэффициент α должен составлять не менее 0,5...0,6. Для достижения этого необходимо максимально разгрузить магистраль "аккумулятор–пресс" от излишних гидросопротивлений.

4. В гидросистемах прессов применять клапаны с высокими регулирующими свойствами и повышенной стойкостью против кавитационной эрозии. При высоком коэффициенте α расходная характеристика регулирующего клапана мало искажается и приближается по форме к линейной или квадратичной конструктивной характеристике, заложенной в конструкцию клапана при его проектировании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белов А.Ф., Розанов Б.В., Линц В.П.** Объемная штамповка на гидравлических прессах. М.: Машиностроение, 1986. 256 с.

2. **Шинкаренко О.М., Корчак Е.С.** Особенности перевода крупных гидравлических прессов с насосно-аккумуляторного на прямой насосный привод // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008. № 7. С. 31–33.

3. **Шинкаренко О.М., Корчак Е.С.** Торможение подвижных частей ковочных прессов с насосно-аккумуляторным приводом // Известия ТулГУ. Серия: Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. Вып. 1. Тула: ТулГУ, 2006. С. 346–355.

4. **Пат. 24969 Украина, МПК B 21 J 9/00.** Система управления гидравлическим прессом с насосно-аккумуляторным приводом / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. Заявл. 07.02.2007; опубл. 25.07.2007, Бюл. № 11.

5. **Шинкаренко О.М., Корнеева Т.С., Корчак Е.С.** Построение профиля образующей конического отверстия седла клапана // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: сб. науч. тр. Краматорск: ДГМА, 2002. С. 552–555.

6. **Шинкаренко О.М.** Кавитационные характеристики регулирующих клапанов гидравлических прессов // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: сб. науч. тр. Краматорск: ДГМА, 2002. С. 489–492.

7. **Пат. 31398 Украина, МПК F 16 K 17/00, F 16 K 47/00.** Разгруженный дроссельно-регулирующий клапан / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. Заявл. 07.11.2007; опубл. 10.04.2008, Бюл. № 7.

8. **Пат. 37639 Украина, МПК B 21 J 9/00.** Насосно-аккумуляторный привод пресса / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. Заявл. 05.05.2008; опубл. 10.12.2008, Бюл. № 23.

Олег Михайлович Шинкаренко, канд. техн. наук;
Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук,
helen_korchak@ukr.net

Читайте в следующем номере:

- **Потапенко К.Е., Пеньков И.В., Воронков В.И., Петров П.А., Шайхулов М.В.** Исследование контактного трения при горячей пластической деформации сплава АВ
- **Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М., Батурин А.А.** Управление остановкой подвижной траверсы пресса в заданном положении
- **Хван А.Д., Хван Д.В.** Пластическая осадка длинномерных цилиндрических заготовок
- **Поляков А.П.** О модели пористого материала, учитывающей полидисперсность порошка

УДК 621.892:621.735.016.2.001.8

А.Н. Петров *(Московский государственный технический университет "МАМИ")*

Прогнозирование стойкости штампов

Представлен краткий обзор расчета стойкости штампов по эмпирическим формулам. Предложена эмпирическая формула прогнозирования стойкости штампов для автоматизированных горячештамповочных линий и универсальных прессов. Выявлена зависимость стойкости штампа от массы поковки, коэффициента формы и коэффициента трения. Приведен пример расчета прогнозирования стойкости штампа для автомобильной детали вилка-фланец карданного вала. В расчете использованы результаты осадки кольцевых образцов с коллоидно-графитовыми смазочными материалами. Коэффициент трения определен по расчетным номограммам для температуры штампов в диапазоне 200...300 °С. Результаты расчета хорошо совпадают с результатами производственных испытаний.

Ключевые слова: контактное трение; стойкость; штамп; температура контактной зоны; коллоидно-графитовые смазочные материалы; горячая объемная штамповка; коэффициент трения; эмпирическая формула.

This article deals with prediction of die life for forging. Short view of empirical formulas to calculate die life is presented. Empirical formula is suggested to calculate die life for forging different parts by automated forging lines and multi-purpose presses. The die life function from forging weight, form coefficient and friction coefficient are shown. Calculation of the die life prediction for forging automobile part named "universal-joint fork" is presented as example. Results of ring specimen upsetting together with colloidal-graphite materials are used to calculate die life. Friction coefficients are found by nomograms for die temperatures up to 300 °C. Presented calculated results are in close agreement with production tests.

Keywords: contact friction; die life; die; contact area temperature; colloidal-graphite lubricant materials; forging; friction coefficient; empirical formula.

Контактное трение существенно влияет на износ штампов, поэтому выбор оптимального смазочного материала является важной задачей при разработке и освоении технологических процессов. При горячей деформации интенсивность износа во многом определяется температурной зависимостью прочностных характеристик штамповой стали, разгаростойкостью, структурно-фазовыми и окислительными процессами в зоне высокотемпературного влияния. Поэтому важно снижение максимальной температуры контактной зоны.

Резервом повышения стойкости тяжелонагруженных штампов при горячей штамповке является изменение условий работы инструмента и прежде всего снижение теплового воздействия на него за счет эффективных смазочных материалов, способствующих уменьшению коэффициента трения, удельных сил при деформировании и уменьшению теплопередачи от заготовки к штампу.

В 1970-х гг. прошлого века, когда появились автоматизированные горячештамповочные линии для производства автомобильных и других поковок, нанесение смазочных материалов на штампы должно было быть автоматизировано. Поэтому появились новые виды смазочных материалов и средства для их нанесения на штампы. В автомобильной промышленности применение коллоидно-графитовых суспензий на водной основе, по данным заводов, позволило повысить стойкость штампов на 15 % и более.

Существуют различные эмпирические формулы расчета (прогнозирования) стойкости штампов, основанные на статистических данных стойкости штампов различного оборудования [1]. Например, расчет стойкости C молотовых штампов в зависимости от массы поковок g:

$$C = \frac{A}{g^m}, \qquad (1)$$

где A и m – постоянные, зависящие от конфигурации поковок.

Полученные расчетные данные стойкости штампов хорошо согласовываются с производственными результатами только для определенных исходных данных штамповки. Следует отметить, что увеличение массы поковок снижает стойкость штампов опосредовано, так как при этом увеличивается теплопередача от поковки к штампу.

Установлено, что число ударов молота приблизительно пропорционально величине $M^{1/3}$, а не M, где M – масса поковки. Типоразмер молота не находится в линейной зависимости от массы поковки, поэтому при росте числа ударов молота увеличивается время контакта поковки со штампом и повышается тепловая нагрузка на него. Снижение стойкости молотовых штампов особенно заметно для поковок массой 0,2...10 кг.

Зависимость стойкости штампов от массы поковки применительно к автомобильным поковкам приведена на рис. 1.

Для построения графика взяты среднестатистические данные по молотовым штампам за один год для поковок массой от 0,065 до 9,7 кг. Таким образом, стойкость штампов применительно к какой-то кон-

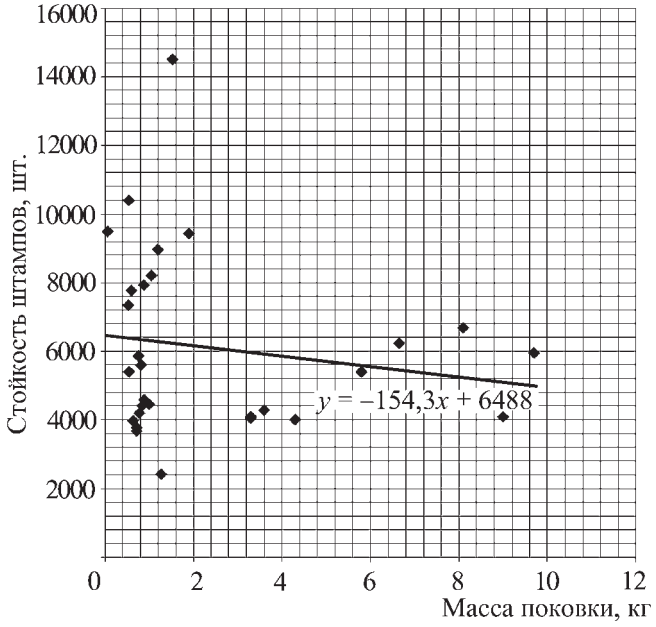


Рис. 1. Зависимость стойкости штампов от массы поковки

кретной детали представляла собой среднюю стойкость нескольких комплектов штампов. Стойкость штампов брали первоначальную, без учета восстановлений. Суммарная стойкость с учетом восстановлений примерно в 2–3 раза больше первоначальной стойкости штампов. Количество восстановлений молотовых штампов из выбранной номенклатуры составляло 2–3. Из рис. 1 видно, что с увеличением массы поковок стойкость штампов уменьшается. Эта зависимость может быть аппроксимирована линейной функцией:

$$C = -154{,}3M + 6488. \qquad (2)$$

По уравнению (2) стойкость штампов для минимальной массы поковки 0,065 кг составляет 6478 поковок, а для максимальной массы поковки 9,7 кг – 4991 поковка.

Для оценки влияния формы поковки на стойкость штампов [2] поковок предложена зависимость усредненной стойкости штампов от относительной высоты поковки:

$$C = f\left(\frac{H}{\sqrt{LB}}\right), \qquad (3)$$

где H – максимальная высота поковки; L, B – максимальная длина и ширина поковки соответственно.

На рис. 2 изображена зависимость (3) применительно к автомобильным поковкам.

Как и в предыдущем случае проводили статистическую выборку штампов для поковок массой от 0,63 до 4,3 кг (стойкость с учетом восстановлений). Полученная зависимость

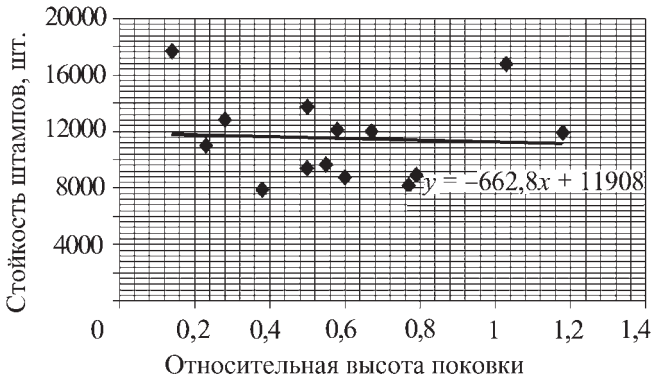


Рис. 2. Зависимость усредненной стойкости штампов от относительной высоты поковки

$$C = -662{,}8\left(\frac{H}{\sqrt{LB}}\right) + 11908 \qquad (4)$$

позволяет рассчитать стойкость для минимальной массы поковки 0,63 кг и относительной высоты поковки 0,14 и для максимальной массы поковки 4,3 кг и относительной высоты поковки 1,18. Стойкость штампа составляет 11899 и 11126 поковок соответственно.

Снижение стойкости штампов при увеличении относительной высоты поковки можно объяснить тем, что чем больше высота поковки и меньше ее поперечные размеры, тем сильнее "застревание" заготовки в полости штампа и как следствие разупрочнение поверхностного слоя штампа.

Другой расчет стойкости молотовых штампов основан на эмпирической зависимости стойкости от площади поперечного сечения облоя:

$$C = K\left(\frac{100}{S_{\text{о}}}\right)^{1/3}, \qquad (5)$$

C – стойкость штампа (облойного мостика); S – площадь поперечного сечения облоя, см^2; K – коэффициент сложности поковок.

Г.П. Тетерин предлагает эмпирическую формулу расчета стойкости штампов кривошипных горячештамповочных прессов для круглых в плане поковок с учетом массы поковок и соотношений геометрических размеров облойного мостика:

$$C = \frac{10^5}{21{,}22(b_3/h_3) - 2{,}283(b_3/h_3)^2 + 0{,}2301gS + 0{,}097g^2 - 94{,}08(h_3/H_{\text{п}}) - 14{,}71}, \qquad (6)$$

где b_3, h_3 – ширина и высота облойного мостика соответственно; $H_{\text{п}}$ – высота поковки; S – критерий сложности формы поковки

$$S = \frac{\Pi_{\text{п}}^2 / F_{\text{п}}}{\Pi_{\text{ц.п}}^2 / F_{\text{ц.п}}} \frac{2R_{\text{ц.т}}}{R_{\text{п}}}, \qquad (6а)$$

1. Параметры штамповки вилки-фланца карданного вала

Параметр	Значение	Эскиз поковки
Материал	Сталь 35	
Масса, кг	2,8	
Материал штампа	40ХСМФ	
Температура, °С:		
заготовки	1240	
штампа	300	
Смазка	Лигносульфонат + вода	
Способ нанесения	Вручную	
Стойкость штампов, шт.	5000	

где $П_п$, $П_{ц.п}$ и $F_п$, $F_{ц.п}$ – пример и площадь поперечного сечения поковки и описанного вокруг нее цилиндра соответственно; $R_п$ – радиус поковки; $R_{ц.т}$ – радиус центра тяжести половины осевого сечения поковки.

Расчет стойкости штампов для автоматизированных горячештамповочных линий предложен в работе [3]. Эмпирическая зависимость стойкости штампов от массы поковок, коэффициента формы поковок и коэффициента трения выведена на основании статистических результатов производственных испытаний коллоидно-графитовых смазочных материалов на водной основе при штамповке поковок различной конфигурации:

$$C = M^{-0,0536}(19369,5 - 49750\mu - 16075\eta + 57500\mu\eta), \quad (7)$$

где μ – коэффициент трения; η – коэффициент формы поковки $\eta = H/D$; D – диаметр поковки.

Формула (7) дает хорошие результаты сходимости расчета и экспериментальных данных для $\eta < 0,8$. Далее рассмотрен пример расчета по формуле (7) для вилки-фланца карданного вала. В табл. 1 приведены параметры штамповки этой детали.

Стойкость штампов рассчитывали по формуле (7) при $M = 2,8$ кг; $\eta = 0,82$; $\mu = 0,22$; 0,26 и 0,30.

Коэффициент трения определяли по расчетным номограммам (рис. 3), исходя из результатов экспериментальной осадки кольцевых образцов. Кольцевые образцы из стали 40 осаживали на механическом прессе.

Коллоидно-графитовые смазочные материалы на водной основе АГ-4 и ОГВ-75 наносили на штампы методом распыления. Концентрат смазочных материалов разбавляли водой в соотношении 1:5 и 1:10. После осадки замеряли высоту и внутренний диаметр образцов и по номограмме определяли коэффициент трения для температуры штампов $T_{шт}$ в диапазоне 200...300 °С (табл. 2).

В табл. 3 приведены результаты расчета ожидаемой (прогнозируемой) стойкости штампов.

При оптимизации температурного режима работы штампов в диапазоне 200 °С и соотношении разбавления концентрата 1:5 можно получить стойкость 5348 поковок.

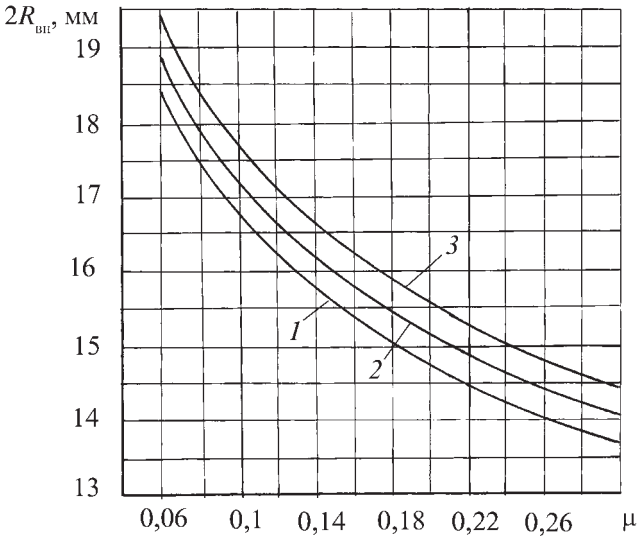


Рис. 3. Номограмма определения коэффициента трения:
1 – 100 °С; *2* – 200 °С; *3* – 300 °С; $R_{вн}$ – внутренний радиус образцов

Производственные испытания проводили на автоматизированной горячештамповочной линии. Смазочный материал АГ-4 наносили на штампы с помощью автоматизированного устройства. Время нанесения составляло 2...3 с. Соотношение разбавления концентрата 1:8. Среднестатистическая стойкость штампов составила 5295 поковок.

Заключение. Расчет (прогнозирование) стойкости штампов по предлагаемой формуле расчета хорошо согласуется с результатами производственных испытаний для поковок с коэффициентом формы $\eta < 0,8$.

Полученные экспериментальные результаты осадки кольцевого образца с различными коллоидно-графитовыми смазочными материалами и расчетные номограммы позволяют выбрать коэффициент трения в диапазоне оптимальных температур работы штампов.

2. Коэффициент трения μ для стали 40

Смазочный материал	Соотношение разбавления концентрата	$R_{вн.экс}$, мм/$T_{шт}$, °С	$R_{вн.расч}$, мм при $T_{шт}$, °С		μ при $T_{шт}$, °С	
			200	300	200	300
АГ-4	1:5	7,42/147	7,43	7,45	0,22	0,26
АГ-5		7,385/144	7,37	7,36	0,24	0,28
АГ-4	1:10	7,272/144	7,26	7,27	0,26	0,30
ОГВ-75		7,205/153	7,17	7,21	0,28	0,30

Обозначения: $R_{вн.экс}$, $R_{вн.расч}$ – внутренний радиус образцов экспериментальный и расчетный.

3. Результаты расчета стойкости штампов по эмпирической формуле

Деталь	Смазочный материал/ соотношение разбавления концентрата	μ при $T_{шт}$ = 200...300 °С	Стойкость штампов, шт.	
			ожидаемая	базовая
Вилка	АГ-4/1:5	0,22...0,26	5314...5216	5000
	АГ-4/1:10	0,26...0,30	5216...5117	

Коэффициент трения, выбранный по номограмме для определенной температуры штампов и определенного соотношения степени разбавления концентрата коллоидно-графитового смазочного материала, и расчетные значения стойкости, полученные при этом, позволяют получить желаемую стойкость штампов в результате оптимизации режимов его работы в диапазоне температур 200...300 °С.

Предлагаемая формула прогнозирования стойкости штампов, выбор коэффициента трения по расчетным номограммам и результаты экспериментов по осадке образцов положены в основу метода прогнозирования стойкости штампов горячего деформирования на основе комплексной оценки свойств коллоидно-графитовых смазочных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тылкин М.А. и др.** Штампы для горячего деформирования металлов. М.: Высшая школа, 1977. 496 с.

2. **Meyer-Nolke-mper H., Heinemeyer D.** Statistische Erfassung von Gesenkstandmengen // Ind. – Anz. 1977. V. 99. № 33. P. 599–602.

3. **Петров А.Н.** Комплексное исследование коллоидно-графитовых смазочных материалов на водной основе // Кузнечно-штамповочное производство и обработка металлов давлением. 2011. № 10. С. 45–48.

Александр Николаевич Петров, канд. техн. наук,
alexander_petr@mail.ru

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

В.В. Быков, В.П. Быков
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ
2011 г. 256 с. ISBN 978-5-94275-587-4 **Цена 400 р.**

Представлен программно-методический комплекс для поддержки ранних стадий проектирования в машиностроении. Комплекс показывает возможность автоматизации ранних стадий проектирования; он построен с расчетом на создание гибкого автоматизированного конструкторского бюро (ГАКОБ), способного быстро перенастраиваться на проектирование нового для проектной организации класса технических объектов.

Для специалистов и конструкторов всех отраслей промышленности, полезна студентам и преподавателям втузов.

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

УДК 621.77.4

И.А. Бурлаков, В.В. Морозов, С.В. Морозов
(ФГУП "НПЦ газотурбостроения "Салют", г. Москва)

Автоматическая линия для изотермической раскатки заготовок дисков газотурбинных двигателей

Рассмотрена технология изотермической раскатки заготовок дисков газотурбинных двигателей. Приведена общая схема оборудования для изотермической раскатки, созданная на основе анализа различных вариантов технических решений конструкции основных узлов с учетом воздействия технологических факторов раскатки на узлы и механизмы при формообразовании дисков из титановых сплавов диаметром до 1200 мм. Определены основные требования к приводам перемещения рабочих узлов и системе управления.

Ключевые слова: изотермическая раскатка; заготовки дисков; титановые сплавы; газотурбинный двигатель; оборудование для изотермической раскатки.

The isothermal rolling technology of gas turbine engines disks workpieces is considered. The general scheme of equipment for isothermal rolling created based on the analysis of different variants of technical solutions of basic components design accounting for the effects of technological factors on the rolling units and mechanisms in the forming of disks made of titanium alloys with diameter up to 1200 mm is presented. The main requirements to moving drives of working units and the control system are determined.

Keywords: isothermal rolling; disks workpieces; titanium alloys; gas turbine engine; equipment for isothermal rolling.

Авиационное двигателестроение является крупным потребителем сложнолегированных, в том числе порошковых, сталей и жаропрочных сплавов на никелевой и титановой основе, которые обладают высокими механическими характеристиками и трудно поддаются обработке давлением. Поэтому для формообразования из них заготовок деталей газотурбинных двигателей (ГТД) пятого и в будущем шестого поколения требуется разработка новых технологических процессов. Перспективными в этом отношении являются методы обработки давлением, которые существенно снижают силу деформации, затраты на технологическую подготовку производства и позволяют получать детали сложной пространственной формы и значительно повышают коэффициент использования металла и особенно процесс изотермической раскатки заготовок деталей типа диски ГТД из монолитного металла и порошков.

В настоящее время работы по изотермической раскатке дисков из титановых и жаропрочных сплавов проводятся на линии АЛРД-800, которая спроектирована и изготовлена в конце 1970-х гг. и позволяет получать диски диаметром до 800 мм. За время эксплуатации линия претерпела ряд модернизаций, отдельные системы часто выходят из строя и требуют постоянного ремонта.

Для расширения возможностей технологического процесса раскатки дисков, повышения его производительности и универсальности применения к различным сталям и сплавам необходимо доработать имеющуюся схему раскатки дисков. Реализация нового способа изотермической раскатки дисков с расширенными технологическими возможностями требует создания нового оборудования.

Изготовление дисков ГТД из титановых и никелевых жаропрочных сплавов широкой номенклатуры на новом специализированном раскатном стане позволит изготовлять диски с высокой точностью и производительностью, с заданным уровнем структуры и свойств материала.

При анализе условий работы узлов в процессе опытных раскаток дисков выявлено следующее:

1. При работе узлы испытывают высокие нагрузки до 200 кН и воздействие высокой температуры рабочей зоны.

2. Процесс раскатки протекает при постоянной скорости, при этом сила раскатки значительно меняется во времени.

3. Система охлаждения раскатных роликов должна обеспечивать требуемый температурный режим роликов.

4. Гидросистема должна обеспечивать фиксацию заготовки в заданном положении во время раскатки, закрепление и удержание заготовки, прижим раскатных роликов, перемещение печей предварительного нагрева заготовок и вспомогательный подъем раскатных кареток.

5. Электромеханический привод перемещения раскатных роликов должен обеспечить широкий диапазон регулирования скорости перемещения раскатных роликов, от 0,01 до 100 мм/с при рабочем перемещении и холостом ходе соответственно.

6. Процесс раскатки осуществляют при ориентировочной температуре 950 °С (для титана) и 1050 °С (для жаропрочных сплавов). В этих условиях большое внимание необходимо уделять теплоизоляции рабочей зоны и подшипниковых узлов шпинделей, примыкающих к ней.

Общая схема конструкции линии АЛРД-1200. На основании анализа различных вариантов технических решений конструкции основных узлов с учетом конструктивных и эксплуатационных особенностей автоматизированных линий для раскатки дисков и патентных исследований, а также анализа результатов моделирования воздействия технологических факторов раскатки на узлы и механизмы при формообразовании дисков компрессоров низкого (КНД) и высокого (КВД) давления из титановых сплавов диаметром до 1200 мм разработаны конструкции основных узлов, проведены необходимые расчеты, подтверждающие работоспособность и надежность оборудования.

После моделирования воздействия технологических факторов раскатки на узлы и механизмы, разработки конструкции основных узлов, необходимых расчетов, подтверждающих работоспособность и надежность оборудования, был разработан эскизный проект оборудования для изотермической раскатки дисков КНД и КВД из титановых сплавов диаметром до 1200 мм [1].

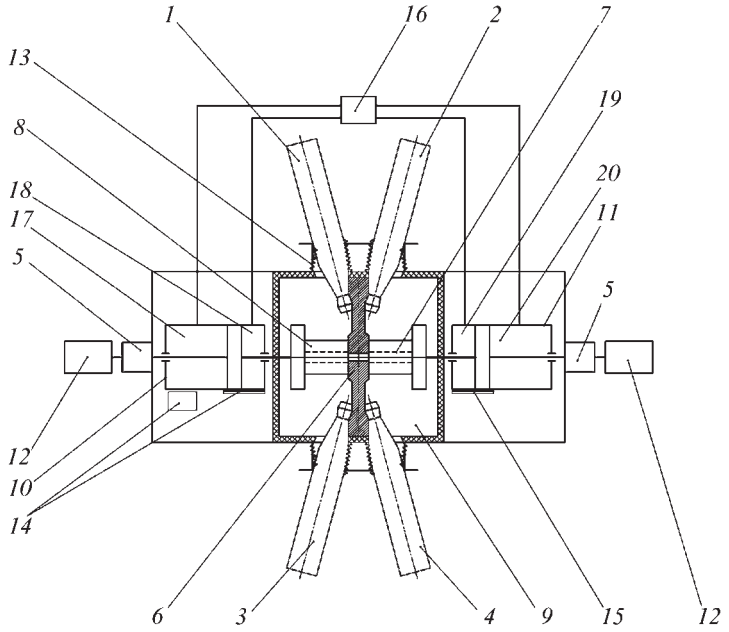
Общая схема конструкции приведена на рисунке. Стан для изготовления осесимметричных деталей содержит приводные раскатные ролики *1–4* с устройством *5* для крепления и вращения заготовки *6* в упорной *7* и прижимной *8* пинолях и печь *9*, а также систему контроля профиля детали. Привод раскатных роликов служит для осевого вращения, продольного и поперечного перемещения ролика относительно заготовки и поворота его в горизонтальной плоскости. Устройство для крепления и вращения заготовки выполнено в виде гидроцилиндров *10*, *11* для перемещения упорной и прижимной пинолей. Пиноли оснащены электроприводами *12* для вращения заготовки. Печь *9* обеспечивает нагрев и поддержание температуры заготовки и выполнена с возможностью ввода в свою полость заготовок и приводных раскатных роликов через систему теплозащиты *13*.

Устройство для крепления и вращения заготовки оснащено блоком *14* управления перемещением и контроля положения упорной и прижимной пиноли. Для определения момента касания раскатных роликов заготовки служит гидрораспределитель *16*, который обеспечивает выравнивание давления в полостях гидроцилиндров *10* и *11*. Давление в полостях *17* и *20* гидроцилиндров устанавливают бо́льшим давления в полостях *18* и *19*.

Процесс раскатки дисков в режиме сверхпластической деформации осуществляется следующим образом. Заготовка типа шайбы с подготовленной структурой устанавливается в нагревательное устройство-печь на раскатном стане, зажимается двумя шпинделями, которым придается холостое вращательное движение, и нагревается до температуры деформации (для титановых сплавов 900...1000 °С, для жаропрочных никелевых сплавов 900... 1100 °С) и выдерживается при этой температуре до полного прогревания заготовки по всему объему до температуры деформации. После предварительного нагрева заготовки раскатные ролики вводятся в печь и устанавливаются в исходную позицию, т.е. подводятся к раскатываемой заготовке до касания и отводятся по двум основным координатам с учетом возможного температурного расширения и удлинения роликов и перемещения шпинделей при опрессовке.

После прогрева инструмента и выравнивания температуры в печи проводят опрессовку заготовки, окончательный подвод роликов в исходную позицию. Процесс раскатки может осуществляться поперечным и продольным перемещением роликов одновременно или по отдельности. При раскатке обеспечивается подъем реборд, лабиринтных уплотнений, оформление полотна и обода диска.

После окончательного формообразования заготовки ролики выводятся за пределы пространства



Общая схема конструкции

печи, а заготовка, закрепленная на оправке, удаляется манипулятором из зоны деформации после разжима шпинделей.

Привод основных узлов. Основным требованием к приводным устройствам является плавность перемещений и возможность регулирования скорости перемещения в широком диапазоне от 0,01 до 100 мм/с при рабочем перемещении и холостом ходе соответственно.

Приводные устройства должны обеспечивать условия раскатки как при постоянной силе (в результате изменения скорости раскатки), так и при постоянной скорости (за счет изменения силы).

Этим условиям удовлетворяет гидропривод при использовании регулируемых по производительности гидростанций.

Требования к системе управления. Раскатной стан АЛРД-1200 имеет специфический принцип действия и конструкцию, поэтому в первую очередь необходимо создать специализированное программное обеспечение управления технологическим процессом раскатки, а также соответствующее аппаратное и программное обеспечение компьютерного управления процессом со съемом всех текущих параметров (координат, положений и сил) исполнительных механизмов стана.

Раскатка заготовок может производиться одним или несколькими роликами при минимальном количестве операций, переходов, нагревов. Стан должен обеспечивать изготовление деталей типа дисков методом раскатки в изотермических условиях в режиме сверхпластической деформации из титановых и жаропрочных никелевых сплавов. При этом работа стана должна реализовываться по следующим вариантам:

– раскатка детали с использованием любой одной каретки одним или двумя роликами;

– раскатка детали с применением одновременно двух кареток с использованием до четырех роликов;

– раскатка детали с использованием одной и затем другой каретки;

– раскатка детали с использованием постоянной скорости раскатки;

– раскатка детали с использованием постоянной силы раскатки;

– любые возможные комбинации работы кареток.

Необходимо обеспечить совместную автоматизированную работу всех систем стана, т.е необходимо компилировать четыре системы управления: 1) технологический процесс раскатки; 2) процесс транспортировки дисков; 3) процесс управления печами и накопителями; 4) процесс нагрева и охлаждения заготовок в печах предварительного нагрева и в печах регламентированного охлаждения.

Кинематика стана и системы управления должны обеспечивать:

– оперативное программирование технологического процесса раскатки заготовок на рабочем месте оператора в текстовой или графической форме и корректировку программы в процессе работы;

– формообразование заготовки по программе;

– формообразование заготовки в ручном режиме.

Режимы работы стана:

– ручной, от пульта управления;

– автоматический, с использованием ЭВМ.

Заключение. Определены основные направления разработки рабочей документации оборудования для изготовления тяжело нагруженных дисков ГТД пятого поколения методом изотермической раскатки.

Установлено преимущество гидропривода перемещения рабочих узлов по сравнению с электромеханическим. Определены основные направления создания системы управления.

Выполнение рабочего проекта на основании полученных результатов позволит создать оборудование для изготовления тяжело нагруженных дисков ГТД пятого поколения методом изотермической раскатки нового поколения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 75164 РФ, МПК B 21 H 1/00.** Стан для изготовления осесимметричных деталей / В.В. Морозов, В.А. Гейкин, И.А. Бурлаков, С.В. Морозов и др. Опубл. 27.07.2008, Бюл. № 21.

Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук;
Виктор Васильевич Морозов;
Сергей Викторович Морозов,
niitmorozov@mail.ru

УДК 621.74.047

Ю.Н. Логинов *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург),*
А.С. Осминин *(Ecole Nationale d'Ingenieurs de Saint-Etienne, Франция),*
Т.П. Копылова *(ЗАО СП "Катур-Инвест", г. Верхняя Пышма)*

Исследование изменения относительного сужения кислородсодержащей медной проволоки по маршруту волочения*

Исследовано изменение относительного сужения кислородсодержащей медной проволоки трех производителей по маршруту волочения. Выполненный в производственных условиях пассивный эксперимент показал, что в технологии среднего волочения медной проволоки происходит локализация обрывности при достижении степени деформации на стадии среднего волочения около 2,7. Выявлено, что способ производства катанки мало влияет на относительное сужение проволоки в состоянии обработки на стадии волочения. Уменьшение диаметра промежуточной заготовки приводит к сдвигу диаметров, при которых локализуется обрывность, в сторону меньших значений. Производство более тонкой проволоки приводит к большей дисперсии относительного сужения.

Ключевые слова: волочение; кислородсодержащая медь; относительное сужение.

Change of oxygen-containing copper wire reduction of area of the three producers on the drawing regime is investigated. Performed in production environment the passive experiment showed that on the technology of copper wire drawing breakages is localized when the strain is about 2,7. The method of rough wire production has little effect on the magnitude of reduction of area at the drawing stage. Reducing the diameter of the intermediate workpiece leads to diameters moving in which the breakage is localized in the direction of smaller values. Production of thinner wire leads to greater dispersion of reduction of area.

Keywords: drawing; oxygen-containing copper; reduction of area.

Актуальность проблемы и цели исследования. По отношению к кабельному производству получение медной проволоки является заготовительным производством и занимает ощутимый объем в общем производстве материалов электротехнического назначения. В последнее время возрос интерес к изучению особенностей термомеханической обработки медной проволоки в связи с применением современной волочильной техники и изменением марочного состава меди [1, 2].

Цель работы – выявление изменения пластических свойств меди на стадии промышленного волочильного передела и установление наиболее опасных с позиции обрывности точек маршрута волочения.

Методика организации промышленного эксперимента и проведения исследования. Для измерения отобраны образцы проволоки из меди марки М00 в местах обрывов на волочильных машинах среднего волочения. Предварительно на машинах грубого волочения была произведена промежуточная заготовка и подвергнута рекристаллизационному отжигу.

Для исследования отбирали отрезки проволоки, аттестованных по виду обрыва как обрыв по вытяжке, что характеризует обрыв как случайное явление при отсутствии провоцирующих факторов: макропор, включений и т.д. Полученную выборку значений подразделяли по группам производителей катанки для данного волочильного производства с обозначениями: КИ – ЗАО СП "Катур-Инвест" (г. Верхняя Пышма) по технологии CONTIROD, ТК – ЗАО "Транскат" (г. Санкт-Петербург) и ЭК – ООО "Элкат" (г. Москва) по технологии SOUTHWIRE. Кроме деления на поставщиков сырья, в выборке существует также деление на варианты технологии, использующих различные диаметры промежуточных заготовок при переходе от грубого волочения к среднему волочению.

В ходе эксперимента выполнены измерения состояния оборванных концов проволоки, отнесенные к категории "обрыв по вытяжке", в ОАО "Электрокабель "Кольчугинский завод". Исследования выполнены на оборудовании ЗАО СП "Катур-Инвест", в том числе на инструментальном микроскопе с компьютерной приставкой.

Методика изучения заключалась в измерении под микроскопом параметров шеек проволоки в месте обрыва (рис. 1). Обрывы регистрировали для трех технологических вариантов производства:

1) при волочении на 16-ниточной машине проволоки диаметром 0,40; 0,48 мм из промежуточной заготовки диаметром 2,24 мм в мягком состоянии;

2) при волочении на 16-ниточной машине проволоки диаметром 0,25; 0,30 мм из промежуточной заготовки диаметром 1,76 мм в мягком состоянии;

3) при волочении на 8-ниточной машине проволоки диаметром 0,48...1,12 мм из промежуточной заготовки диметром 2,24 мм в мягком состоянии.

На рис. 2 приведено распределение частоты обрывов по маршруту волочения, из которого видно, что частота обрывов повышается, начиная с диаметра проволоки 0,7 мм и уменьшается в диапазоне 0,25...0,4 мм.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках выполнения федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" (госконтракт 02.740.11.0537).

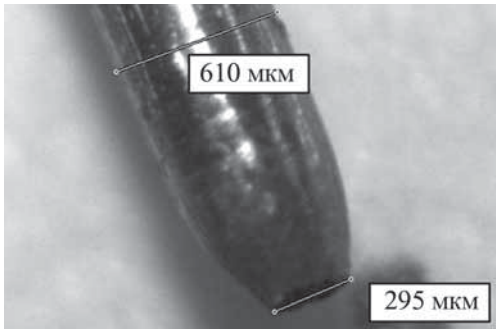


Рис. 1. Параметры измерений шейки проволоки диаметром 610 мкм на микроскопе (числа – показания мерной линейки микроскопа)

Выявлено, что обрывы происходят, как правило, за пределами очага деформации, поэтому можно считать, что схема деформированного состояния при обрыве соответствует схеме растяжения цилиндрического образца, достигаемой на испытательной машине, в связи с чем параметры шейки, полученные при волочении, эквивалентны параметрам шейки, получаемой при стандартном испытании на разрыв. Отклонение от стандартного вида испытаний состоит в том, что скорости волочения намного превышают установленные скоростные параметры статического испытания проволоки на разрыв, но зато измеренные величины точно соответствуют производственным условиям.

Анализ полученных результатов. По данным измерений диаметров шейки $d_ш$ в диапазоне диаметров проволоки $d = 0{,}25...1{,}53$ мм рассчитывали относительное сужение шейки ψ, %, по формуле $\psi = 100(d^2 - d_ш^2)/d^2$. Полученные статистические данные приведены в табл. 1, а частотная диаграмма представлена на рис. 3.

Из представленных данных видно, что среднее значение $\psi \approx 74$ %, а частотная характеристика выборки близка к нормальному закону распределения. Вместе с тем интервал измеренных значений довольно широк, также велики характеристики дисперсии и стандартного отклонения, что свидетельствует о наличии факторов, вызывающих повышенное отклонение случайного значения от среднего значения.

В качестве рабочих гипотез могут быть выдвинуты следующие. Во-первых, исходная заготовка для волочения производится разными производителями и способами, от чего зависит начальная структура металла, наличие микролегирующих добавок, в том числе и случайных и т.д. Во-вторых, заготовка для среднего волочения имеет различные размеры, поэтому степень деформации к моменту разрыва может оказываться разной, несмотря на одинаковый диаметр проволоки.

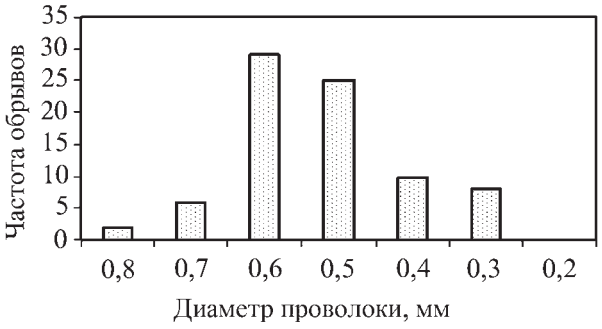


Рис. 2. Распределение частоты обрывов по маршруту волочения

1. Статистические данные по измерению относительного сужения шейки

Показатель	Значение
Среднее значение, %	73,68
Стандартная ошибка, %	0,64
Медиана, %	73,01
Стандартное отклонение, %	5,72
Дисперсия выборки	32,66
Эксцесс	3,39
Асимметричность	0,27
Интервал, %	41,95
Минимум, %	54,66
Максимум, %	96,61
Сумма	5967,88
Объем выборки	81
Уровень надежности (95,0 %)	1,264

В соответствии с первой гипотезой выборку измерений разбили на группы по производителям и определили статистические показатели (табл. 2).

Как видно из табл. 2, средние значения относительного сужения шейки для всех производителей примерно равны. Для ООО "Элкат" (ЭК) этот показатель ниже приблизительно на 1 %, что говорит о пониженной пластичности металла, однако именно для этого производителя объем выборки меньше по сравнению с другими производителями, что может означать меньшую обрывность. Показатели дисперсии имеют близкие значения, что свидетельствует об одинаковой стабильности свойств материала.

Для проверки гипотезы о влиянии на относительное сужение диаметра промежуточной заготовки общую выборку разбили на две группы измерений и выполнили статистический анализ (см. табл. 2).

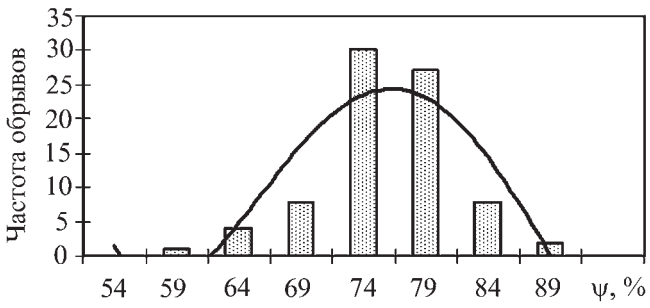


Рис. 3. Частотная диаграмма и аппроксимирующая зависимость полиномом четвертой степени относительного сужения шейки для полного объема выборки

2. Статистические данные измерения относительного сужения шейки по производителям и в зависимости от диаметра промежуточной заготовки

Показатель	Производитель			Значение при диаметре промежуточной заготовки, мм	
	ЭК	ТК	КИ	1,76	2,24
Среднее значение, %	72,79	73,79	73,75	76,19	72,49
Стандартная ошибка, %	1,80	0,90	1,05	1,47	0,57
Медиана, %	72,54	74,52	72,79	75,93	72,09
Стандартное отклонение, %	5,10	5,75	5,96	7,48	4,24
Дисперсия выборки	25,96	33,06	35,54	55,93	18,01
Эксцесс	– 0,77	2,09	6,15	3,68	– 0,38
Асимметричность	0	– 0,86	1,62	– 0,30	– 0,14
Интервал, %	14,89	30,29	33,89	41,95	16,83
Минимум, %	65,05	54,66	62,73	54,66	63,11
Максимум, %	79,94	84,96	96,61	96,61	79,94
Объем выборки	8	41	32	26	55
Уровень надежности (95,0 %)	4,26	1,81	2,15	3,02	1,15

Как видно из табл. 2, в этом случае средние значения различаются между собой примерно на 4 %, при этом для меньшего диаметра промежуточной заготовки характерно большее значение относительного сужения. Данное положение соответствует общей концепции материаловедения и механики деформируемого тела: после отжига промежуточной заготовки более тонкого размера накопленная степень деформации при среднем волочении меньше, поэтому величина ψ должна быть выше.

Для решения вопроса о локализации обрывов в определенном месте маршрута при использовании промежуточной заготовки разного диаметра общую выборку диаметров, при которых произошел обрыв, разбили на две группы и рассчитали статистические показатели (табл. 3).

Из данных табл. 3 видно, что для более тонкой промежуточной заготовки локализация обрыва выявлена на меньшем размере проволоки. Можно рассчитать деформацию, при которой локализуется обрывность для разных диаметров промежуточной заготовки. Накопленная степень деформации ε на стадии среднего волочения к моменту достижения среднего диаметра по табл. 3 составляет для промежуточной заготовки диаметром:

1,76 мм: $\varepsilon = \ln(1{,}76^2/0{,}47^2) = 2{,}64$;

2,24 мм: $\varepsilon = \ln(2{,}24^2/0{,}54^2) = 2{,}84$.

Значения степени деформации оказались приблизительно равны, в том и другом случае локализация обрывности происходит при накоплении степени деформации около 2,7, что соответствует относительному обжатию около 93 %. Известны данные, что примерно при этих значениях происходит существенный разворот текстуры, неблагоприятный для осуществления безобрывного волочения [3].

Зависимость относительного сужения от степени деформации в справочной литературе обычно представляют в виде монотонно убывающей функции. Для проверки этого факта рассчитали степень деформации сдвига, накопленную материалом при деформации в холодном состоянии, от размера катанки до текущего размера, при котором произошел обрыв. Полученное семейство точек расположили на точечной диаграмме (рис. 4, *а*), при этом выделили области расположения точек для использования промежуточной заготовки диаметром 2,24 (А) и 1,76 мм (Б).

Из рис. 4, *а* видно, что "семейство" Б разместилось правее "семейства" А, что объясняется производством более

3. Статистические данные диаметра обрыва в зависимости от диаметра промежуточной заготовки

Показатель	Значение при диаметре промежуточной заготовки, мм	
	1,76	2,24
Среднее значение, мм	0,47	0,54
Стандартная ошибка, мм	0,06	0,01
Медиана, мм	0,38	0,54
Мода, мм	0,30	0,60
Стандартное отклонение, мм	0,29	0,09
Дисперсия выборки	0,09	0,01
Эксцесс	15,73	– 0,70
Асимметричность	3,64	0,21
Интервал, мм	1,51	0,37
Минимум, мм	0,25	0,40
Максимум, мм	1,76	0,77
Объем выборки	26	55
Уровень надежности (95,0 %)	0,12	0,02

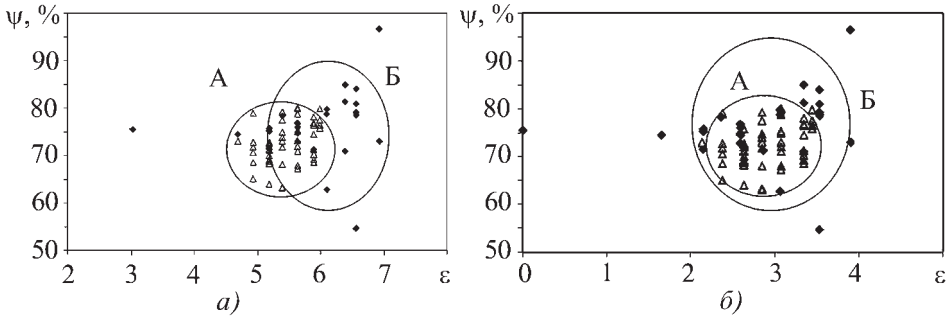


Рис. 4. Стохастические зависимости относительного сужения шейки от накопленной степени деформации при использовании промежуточной заготовки диаметром 1,76 (◆) и 2,24 мм (Δ):
а – от размера катанки; *б* – от размера промежуточной заготовки; области А и Б ограничивают основные массивы точек

тонкой проволоки из промежуточной заготовки диаметром 1,76 мм, в этом случае накопленная степень деформации выше. Высота области Б больше высоты области А примерно в 2 раза, что говорит о большем рассеянии величины ψ при использовании промежуточной заготовки диаметром 1,76 мм. Такой же вывод можно сделать при рассмотрении дисперсии выборок этих двух случаев деформации (применения промежуточной заготовки диаметрами 1,76 и 2,24 мм) в табл. 2: они различаются более чем в 3 раза. На рис. 4, *б* показана стохастическая зависимость относительного сужения шейки от накопленной степени деформации и размера промежуточной заготовки. При ее рассмотрении можно получить аналогичное заключение. Таким образом, убывающий характер показателя относительного сужения от степени деформации не был получен.

Значительный рассев показателя пластичности в выборках данных можно объяснить чувствительностью свойств электротехнической меди к малейшим колебаниям содержания примесей. Примеси в большой степени влияют на механизмы текстурообразования как при волочении, так и при рекристаллизационном отжиге [4]. При отжиге проволоки после этапа среднего волочения формируется текстура рекристаллизации [5], ее тип зависит от режима отжига, т.е. температуры и длительности. Эти параметры трудно контролировать в режиме проходного отжига на волочильных машинах, известен обычно лишь результат в виде совокупности стандартных механических характеристик, которые не описывают все сложные процессы, происходящие в металле.

После образования текстуры рекристаллизации в устройствах отжига на линии грубого волочения происходит зарождение и эволюция текстуры деформации на линии среднего и тонкого волочения. До недавнего времени измерение текстуры в таком объекте, как тонкая медная проволока, было практически невозможно. Этим объясняется недостаточный уровень сведений о причинах довольно значительных колебаний механических свойств тонкой проволоки электротехнического назначения.

По данным [6], при наборе определенной степени деформации при волочении монокристаллов меди происходит разворот текстуры, связанный с резким уменьшением содержания ориентировки <111> и последующим увеличением этого содержания. Таким образом, текстурные функции на интервале накопленных степеней деформации по маршруту волочения могут иметь экстремумы, которые ответственны за изменение пластических характеристик. Результаты исследования волочения монокристаллов [6] можно применять и при волочении поликристаллической меди, поскольку при волочении медь становится настолько анизотропна, а расположение кристаллов настолько упорядочено, что оно напоминает монокристаллическое строение.

Выводы

1. Выполненный в производственных условиях пассивный эксперимент показал, что в технологии среднего волочения медной проволоки происходит локализация обрывности при достижении степени деформации на стадии среднего волочения около 2,7.

2. Способ производства катанки мало влияет на относительное сужение проволоки в состоянии обработки на стадии среднего волочения.

3. Уменьшение диаметра промежуточной заготовки приводит к сдвигу диаметров, при которых локализуется обрывность, в сторону меньших значений.

4. Производство более тонкой проволоки приводит к большей дисперсии относительного сужения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Логинов Ю.Н., Зуев А.Ю., Копылова Т.П.** Зависимость параметров работы волочильного оборудования от колебаний диаметра медной катанки // Кабели и провода. 2009. № 3. С. 23–25.

2. **Логинов Ю.Н.** Влияние угла рабочей зоны волоки на напряженное состояние в очаге деформации при волочении меди // Цветные металлы. 2010. № 3. С. 94–97.

3. **Чернышева Ю.П., Ермолаев В.Н., Пресняков А.А., Берин И.Ш.** Влияние деформации на технологические свойства меди при волочении // Металловедение и термическая обработка металлов. 1980. № 3. С. 32–33.

4. **Jakani S., Baudin T., de Novion C.-H., Mathon M.-H.** Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires // Materials Science and Engineering. 2007. № A 456. P. 261–269.

5. **Baudin T., Etter A.L., Penelle R.** Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements // Materials Characterization. 2007. № 58. P. 947–952.

6. **Chen J., Yan W., Liu C.X., Ding R.G., Fan X.H.** Dependence of texture evolution on initial orientation in drawn single crystal copper // Materials Characterization. 2010. doi: 10.1016/j.matchar.2010.12.006. 18 p.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
unl@mtf.ustu.ru;
Александр Сергеевич Осминин;
Татьяна Павловна Копылова

УДК 669.14.018.254

Б.М. Жолдошов, В.С. Муратов, М.С. Кенис
(Самарский государственный технический университет)

Разработка режимов термоциклической обработки штамповых сталей

Дана оценка возможным структурным изменениям в штамповых сталях при различных вариантах термоциклической обработки, а также проведено сравнение эффективности различных вариантов такой обработки.

Ключевые слова: термоциклирование; мартенсит; распад; отпуск; штамповая сталь; закалка.

The estimation of the possible structural changes in the die steels for different variants of thermocyclic treatment is given, and comparison the effectiveness of different options for thermal cycling is performed.

Keywords: thermal cycling; martensite; decomposition; tempering; die steel; hardening.

В работах [1, 2] для определения возможности значительного сокращения длительности отжига штамповой стали рекомендовано применять многократные циклы нагрева и охлаждения вблизи точки A_1.

Наиболее наглядно структурные изменения проявляются в доэвтектоидных конструкционных углеродистых и низколегированных сталях. В высокоуглеродистых и легированных сталях структурные изменения, наблюдаемые световой оптикой, проявляются не столь заметно. Однако и в этом случае положительное влияние *термоциклической обработки* (ТЦО) на свойства сталей очевидно.

Для оценки возможных структурных изменений в штамповых сталях при различных вариантах ТЦО с диффузионными и бездиффузионными $\gamma \rightarrow \alpha$-превращениями проведена серия экспериментов на образцах из стали 4Х3ВМФ. Использовали образцы двух типов: в виде цилиндра d = = 20 мм и сектора (четверть цилиндра). Последние вырезали из цилиндрических поковок d = 60 мм и длиной l =50 мм.

Предварительно все образцы нагревали в камерной печи до 1250 °С и после 30 мин выдержки половину из них охлаждали в масле (серия М), а остальные образцы – на воздухе (серия В). Структура, полученная после такого охлаждения, была мартенситной на образцах серии М и мартенситно-бейнитной на образцах серии В. Твердость цилиндрических образцов 50...52 HRC после охлаждения на воздухе и 52...55 HRC после охлаждения в масле. Секторные (более массивные) образцы имели более низкую твердость: 42...45 и 50...53 HRC после охлаждения на воздухе и в масле соответственно.

Окончательная термическая обработка образцов для серий М и В включала в себя различные варианты однократных нагревов и охлаждений, а также термоциклической обработки. Нагревали образцы в камерной печи. Верхняя температура нагрева всех образцов принята одинаковой 1050 °С. После достижения указанной температуры осуществляли выдержку τ = 3 мин.

При реализации ТЦО с диффузионным характером $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения температура распада аустенита составляла 600 и 730 °С, а длительность изотермической выдержки 1,5 или 3 ч (рис. 1, *а*). Число $\alpha \rightarrow \gamma$-переходов перед окончательным охлаждением варьировали от 1 до 3, после чего часть образцов охлаждали на воздухе и остальные – в масле.

Варианты ТЦО с мартенситным характером распада $\gamma \rightarrow \alpha$ включали в себя два закалочных цикла с промежуточным отпуском между ними. При этом изменяли температуру этого отпуска: 500, 600, 700 и 800 °С (см. рис. 1, *б*) и фиксировали длительность изотермической выдержки в течение 15 мин, после чего проводили охлаждение в масле.

Параллельно осуществляли термическую обработку по режимам, приведенным на рис. 1, *в*: кратковременный отпуск при температурах 500, 600, 700 и 800 °С в течение 15 мин, последующее охлаждение в масле. Как и при реализации диффузионных $\gamma \rightarrow \alpha$-превращений, в вариантах обработки согласно рис. 1, *б* и после окончательного нагрева на 1050 °С проводили охлаждение на воздухе и в масле.

Анализ структурных изменений показал, что процессы измельчения зерна в легированной штамповой стали протекают затрудненно. Однократный нагрев до температуры 1050 °С приводит к восстановлению исходного зерна, полученного при высокотемпературном нагреве, как для серии М, так и для серии В (рис. 2).

По результатам исследований ТЦО по режимам, представленным на рис. 1 (с диффузионными $\alpha \rightarrow \gamma$-переходами), измельчение после одного цикла проявляется лишь в виде рекристаллизованных зерен по границам исходных (рис. 3, *а*) зерен. Вблизи поверхности образцов рекристаллизация протекает полнее – новые зерна прорастают через объем многих исходных зерен, причем наряду с зернограничными проявляются центры и в объеме зерна (рис. 3, *б*).

Реализация промежуточного отпуска при температурах 500, 600, 700 и 800 °С перед последующей закалкой приводит к заметному дроблению отдельных зерен, причем с ростом температуры отпуска T_o доля измельченных зерен меняется монотонно. Минимальный размер зерен и наибольшее измельчение наблюдаются при T_o = 800 и 600 °С (рис. 4, *а*, *в*) и достигаются на образцах серии В. На образцах серии М измельчение несколько меньше.

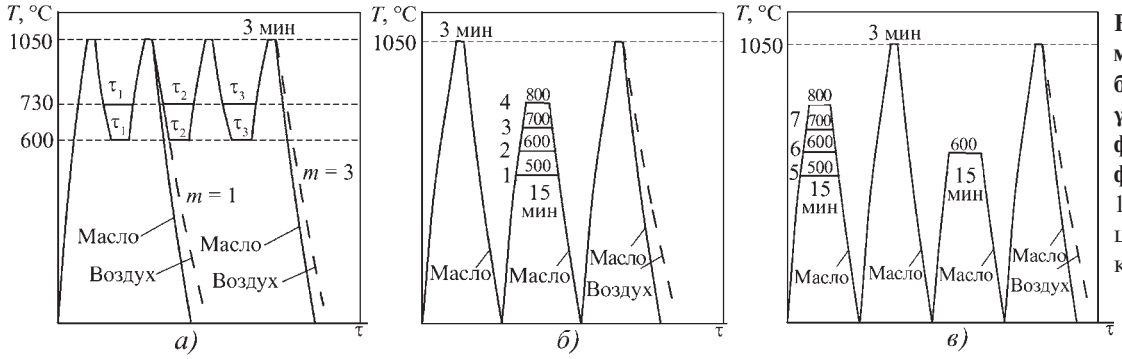


Рис. 1. Варианты термоциклической обработки стали 4Х3ВМФ с $\gamma \to \alpha$-переходами диффузионного и бездиффузионного типов:
1–7 – режимы термоциклической обработки

При ТЦО с $\gamma \to \alpha$-переходами мартенситного типа по режимам, представленным на рис. 1, *в*, интенсивного измельчения зерен не наблюдается. Однако отчетливо проявляется эффект более полного выравнивания состава по объему зерна.

Наиболее мелкокристаллический мартенсит появляется при проведении промежуточного высокотемпературного отпуска (T_o = 600 °С) на образцах серии М (см. рис. 4, *б*). При ТЦО по вариантам 1, *б* дисперсная структура получается в том случае, когда осуществляется одинаковый отпуск с T_o = 600 °С перед закалками (см. рис. 4, *в*).

Приведенное выше описание структурных изменений подчеркивает их основные тенденции при ТЦО. Однако вопрос о целесообразной структуре и режиме термической обработки должен решаться для каждого конкретного случая на основе либо механических, либо специальных, либо натурных испытаний. В частности, одной из важнейших специальных характеристик штамповых сталей для горячего деформирования является теплостойкость – способность сопротивляться разупрочнению при повышенных температурах. Поэтому на образцах серии М и В были проведены форсированные испытания теплостойкости путем измерения кинетики изменения твердости при 700 °С. Графики HRC(t) для различных вариантов обработки представлены на рис. 5.

Твердость при 700 °С определяли на тех же образцах, на которых осуществлялся отпуск при 630 °С в течение 30 мин. Такой ступенчатый отпуск позволил вычислить эффективную энергию активации разупрочнения $U_р$ и постоянную времени разупрочнения $\tau_р(T)$. В основе обработки экспериментальных данных следующая формула:

$$\Delta\mathrm{HRC}(t) = \mathrm{HRC}(t) - \mathrm{HRC}(2) = Ae^{-t/\tau_р(T)}, \qquad (1)$$

где

$$\tau_р(T) = \mathrm{B}e^{U_р/RT}, \qquad (2)$$

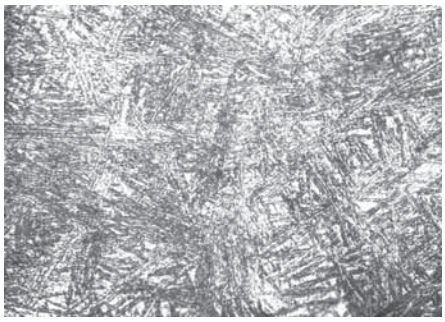


Рис. 2. Структура стали 4Х3ВМФ серий В и М после закалки 1050 °С

HRC(2) – твердость после изотермической выдержки в течение 2 ч; A, B – коэффициенты; R – газовая постоянная. Из (1) и (2) получены расчетные формулы для вычисления $U_р$ и $\tau_р(T)$:

$$U_р = \frac{RT_1T_2}{T_2 - T_1}\ln\frac{\tau_р(T_1)}{\tau_р(T_2)}; \qquad (3)$$

$$\tau_р(T) = \frac{t_2 - t_1}{\ln\dfrac{\Delta\mathrm{HRC}(t_1)}{\Delta\mathrm{HRC}(t_2)}}. \qquad (4)$$

Результаты математической обработки экспериментальных данных по формулам (3) и (4) приведены в таблице. Предварительно кривые аппроксимировали по формулам (1) и (2) методом средних квадратов. Вычисленные значения $U_р$ носят приближенный характер, так как скорость снижения HRC(t) не монотонная, тем не менее значения $U_р$ качественно правильно отражают активационные барьеры к разупрочнению стали при длительном ($\tau \geq 30$ мин) тепловом воздействии.

Анализируя характер изменения HRC(t), видно, что скорость снижения твердости зависит как от исходного (перед ТЦО) состояния материала, так и от режима ТЦО. Практически для всех вариантов термической обработки конечная твердость стали выше у образцов, закаленных с высокой температуры (серия М). Таким образом одним из возможных путей дополнительного увеличения теплостойкости является закалка с высоких температур перед окончательной термической обработкой. В некоторых случаях начальная

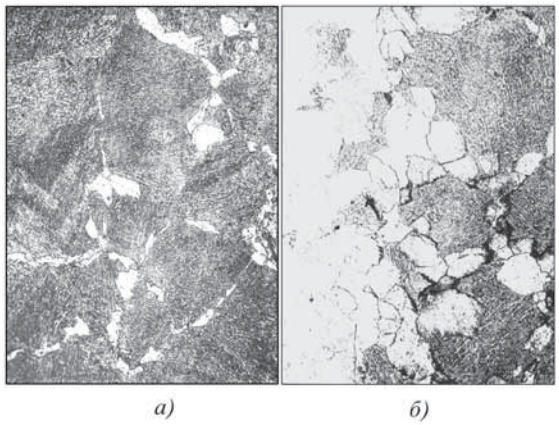


Рис. 3. Структура стали 4Х3ВМФ после ТЦО по режиму, приведенному на рис. 1, *а*:
а – после одного цикла ТЦО; *б* – после трех циклов ТЦО

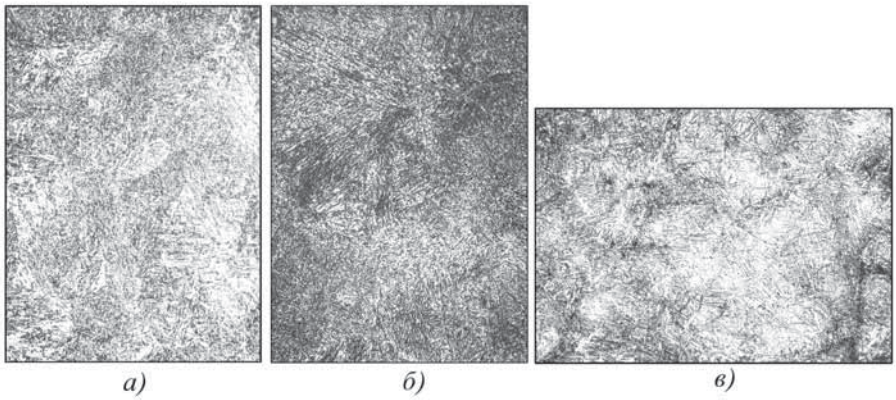


Рис. 4. Структура стали 4Х3ВМФ после ТЦО:
а, *б* – режим, приведенный на рис. 1, *б* с T_o = 800 °С;
в – режим на рис. 1, *б* с T_o = 600 °С;
а – образцы серии М; *б*, *в* – образцы серии В

Энергия активации разупрочнения $U_р$ стали 4Х3ВМФ после различных вариантов ТЦО

Серия образцов	$U_р$, Дж/моль, после различных вариантов ТЦО						
	1	2	3	4	5	6	7
В	8836	8107	8263	6794	7215	6870	7416
М	11499	10900	11024	7806	9611	7477	8060

стадия разупрочнения стали серии М протекает более интенсивно, чем для серии В. Поэтому ее приспособляемость к внешним воздействиям большая, что должно благоприятно влиять на работоспособность стали.

Сравнение эффективности различных вариантов ТЦО показало, что наибольшей теплостойкостью обладает сталь после обработки по вариантам, представленным на рис. 1, *б*. Для них характерно, что перед закалкой осуществляется средне- и высокотемпературный отпуск стали. Среднетемпературный отпуск при 500 °С (режим 1) приводит к получению минимальной теплостойкости. Этому режиму соответствует и максимальное значение $U_р$.

По варианту ТЦО, близкому к режиму 2, была обработана партия матриц второй операции для штамповки клапанов на кривошипом горячештамповочном прессе. Средняя стойкость матриц составила 2100 шт. по сравнению с типовой 1370 шт., что указывает на целесообразность проведения ТЦО в соответствии с режимами, приведенными на рис. 1, *б*.

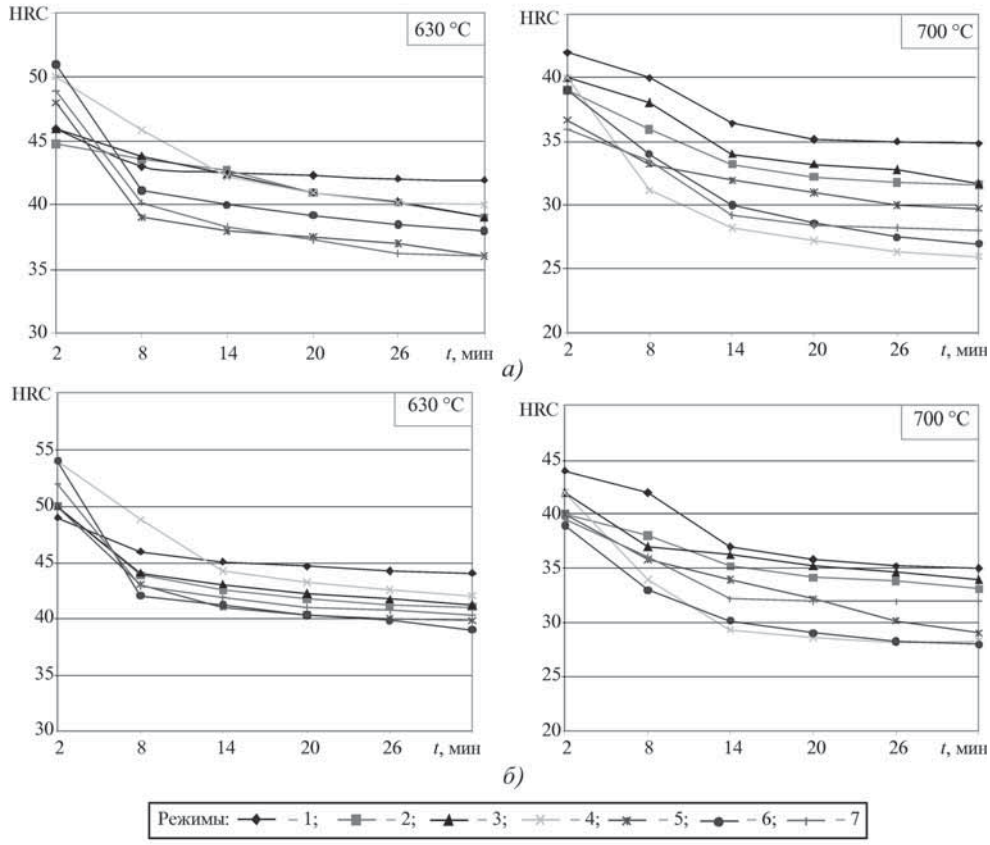


Рис. 5. Кинетика изменения твердости стали 4Х3ВМФ при 630 и 700 °С:
а – серия В; *б* – серия М; 1–7 – режимы ТЦО по рис. 1

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Морозова Е.А.** Влияние форсированного охлаждения отливок на структуру и свойства штамповой стали 2Х5МФНС // Современные наукоемкие технологии. 2010. № 7. С. 140–141.

2. **Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С., Морозова Е.А.** Форсированная обработка стали 1ХН3А // Журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2010. № 11. С. 22–23.

Белекбек Муратович Жолдошов, канд. хим. наук;
Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук, ftf@samgtu.ru;
Михаил Семёнович Кенис, д-р техн. наук

УДК 669.715.017:621.785.3:620.18:622.24.05

О.В. Швецов *(ЗАО "Акватик", г. Москва),*
С.Ю. Кондратьев *(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)*

Влияние технологических нагревов на эксплуатационные свойства сплавов Д16Т и 1953Т1, применяемых для изготовления труб

Исследовано влияние технологического нагрева до температур 200…250 °С длительностью 3…10 мин на структуру и механические свойства труб из деформируемых алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1. Установлено, что старение сплавов при нагреве имеет различный характер. Показано, что сплав Д16Т значительно более устойчив к разупрочнению при технологическом нагреве и после изготовления трубы имеет более высокие значения прочности и запаса пластичности по сравнению со сплавом 1953Т1. Сформулированы практические рекомендации для проведения операции горячей посадки замкового соединения труб из алюминиевых сплавов, обеспечивающие повышение их работоспособности.

Ключевые слова: деформируемые алюминиевые сплавы; механические свойства; микроструктура; старение; технологический нагрев.

Influence of technological heating to temperatures of 200…250 °C and duration of 3…10 min on the structure and mechanical properties of pipe made of deformable aluminum alloys D16T and 1953T1 is studied. It is founded that the aggeing of alloys during heating has different character. It is shown that the alloy D16T is much more resistant to softening when technologically heated and after the manufacturing of pipe has greater margin of ductility in comparison with the alloy 1953T1. The practical recommendations for hot setting of tool joint of pipe made of aluminum alloys, which provides increasing of their efficiency are formulated.

Keywords: deformable aluminum alloys; mechanical properties; microstructure; aggeing; technological heating.

Высокопрочные алюминиевые деформируемые сплавы успешно используются в машиностроении и энергетике для изготовления труб [1, 2]. Опыт применения показал их значительные преимущества по сравнению со стальными трубами, главным образом, благодаря более высокой удельной прочности и, как следствие, меньшей массе. Последнее является важным условием повышения эффективности добычи энергоносителей и увеличения дебита скважин, учитывая, что в настоящее время возрастает необходимость разработки новых залежей, располагающихся на больших глубинах и в более сложных геологических пластах [2, 3].

Используемые для изготовления труб алюминиевые сплавы имеют разные системы легирования и значительно отличаются друг от друга по комплексу свойств [1]. Однако до настоящего времени не существует обоснованных технических рекомендаций по применению этих материалов, что связано с отсутствием систематизированных экспериментальных данных о влиянии технологических и эксплуатационных факторов на их структуру и свойства. В условиях усложняющейся технологии изготовления труб и бурения скважин среди таких факторов одним из наиболее важных является температура. Соответственно, одной из наиболее важных эксплуатационных характеристик, обеспечивающих высокую работоспособность алюминиевых сплавов, является теплостойкость, причем не только в условиях эксплуатации, но и при изготовлении труб. Так, для соединения труб применяют стальные замки, которые навинчиваются горячей посадкой, в результате чего происходит нагрев материала замка и трубы [1, 3]. Замок нагревается до температуры ~300 °С, а материал трубы – до 200...250 °С. Длительность нахождения материала трубы в области этих температур составляет 5...10 мин.

Цель работы – исследование изменений структуры и свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в результате технологического нагрева труб при горячей посадке замкового соединения.

Методика проведения исследований. Заготовки для исследований вырезали в продольном направлении из деформированных полуфабрикатов – труб с наружным диаметром 147 мм и толщиной стенки 13 мм из алюминиевых сплавов марок Д16 и 1953 систем Al–Cu–Mg и Al–Zn–Mg соответственно. Трубы в состоянии поставки были термообработаны по стандартным режимам: Д16Т – закалка от 500 °С в воде + + естественное старение в течение 4 суток, 1953Т1 – закалка от 480 °С в воде + искусственное старение 24 ч при 125 °С.

Из заготовок изготовляли стандартные пятикратные цилиндрические образцы d_0 = 6 мм для испытаний на растяжение и цилиндрические образцы диа-

1. Фактический и стандартный химические составы исследованных сплавов

Марка сплава	Материал	Содержание основных химических элементов, % мас.									
		Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Zr	Cr	Ti	Fe	Si
Д16Т	Фактический	Основа	1,62	0,30	0,53	4,54	–	–	0,08	0,45	0,48
	ГОСТ 4784–97		1,2...1,8	0,30	0,3...0,9	3,8...4,9	–	–	0,1	0,5	0,5
1953Т1	Фактический		2,6	5,7	0,17	0,45	0,02	0,19	0,05	0,1	0,05
	ТУ 1-2-592–2003		2,0...3,0	5,6...6,2	0,1...0,3	0,40...0,80	≤ 0,10	0,15...0,25	0,02...0,1	≤ 0,25	≤ 0,2

метром 10 мм и высотой 20 мм для структурных исследований и определения микротвердости.

Для оценки однородности материала по химическому составу микрорентгеноспектральным анализом на установке "Camebax" определяли содержание химических компонентов в различных участках трубы. По результатам исследования признаков ликвации легирующих элементов не выявлено. Содержание примесей в сплавах составляло менее 0,1 % мас. Содержание основных химических компонентов в сплавах соответствовало стандартным значениям (табл. 1).

Образцы подвергали кратковременной однократной выдержке длительностью 3...10 мин при температурах 200 и 250 °С, что моделировало технологический нагрев при изготовлении труб.

Нагрев образцов проводили в камерных печах "СНОЛ-1.6.2.5. 1/11-И2". Контроль температуры осуществляли по термопаре, впаянной в центр контрольного образца. Точность регулировки температуры составляла ±2,5 °С. Образцы загружали в печь, предварительно нагретую до заданной температуры, выдерживали заданное время и охлаждали на воздухе. После термического воздействия определяли механические свойства и исследовали структуру сплавов.

Металлографический анализ продольных и поперечных шлифов проводили на оптическом микроскопе "Reichert-Jung MeF3A" при увеличениях ×100...500 с использованием программы автоматического количественного анализа изображений согласно процедуре ASTM E 1245-03. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы Buehler согласно стандарту ASTM E 3-95.

Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре общего назначения "ДРОН-3,0" в медном излучении.

Механические свойства определяли при статических испытаниях на одноосное растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84. Испытания проводили на разрывной машине "Schenck" с максимальной силой нагружения 200 кН при скорости нагружения 1 мм/мин.

Микротвердость определяли по методу Виккерса на приборе "Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E" в соответствии с процедурой ASTM E 92.

Результаты исследований и их обсуждение. Механические свойства металла труб в исходном состоянии (после стандартной термической обработки) приведены в табл. 2. Видно, что свойства исследованных сплавов соответствуют стандартным значениям. При этом исходная прочность сплава 1953Т1 выше, а пластичность – ниже по сравнению со сплавом Д16Т.

Изменение механических свойств сплавов после технологического нагрева по различным режимам показано на рис. 1. Как видно из графиков, выдержка образцов длительностью τ = 3...10 мин при температурах 200 и 250 °С оказывает сильное влияние на свойства сплава 1953Т1 и значительно меньшее – сплава Д16Т.

Для сплава Д16Т выдержка при 200...250 °С длительностью до ~ 5...7 мин приводит к снижению предела прочности $\sigma_в$ на 40...70 МПа и предела текучести $\sigma_{0,2}$ на 20...60 МПа по сравнению с исходным состоянием. Относительное удлинение δ и относительное сужение ψ при этом повышаются на 2...4 %. Дальнейшее увеличение длительности выдержки до 10 мин оказывает противоположное влияние на свойства сплава, в результате чего прочность и пластичность возвращаются практически к исходному уровню. Характер изменения свойств сплава Д16Т одинаковый при обеих температурах. Однако при 250 °С абсолютные значения изменений больше, а перегиб на зависимостях сдвинут в сторону меньших выдержек (~ 5 мин) по сравнению с 200 °С (~ 7 мин).

2. Фактические и стандартные механические свойства исследованных сплавов

Марка сплава	Материал	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Д16Т	Фактический	520	340	15	14
	Стандартный	≥ 300	≥ 470	≤ 19	–
1953Т1	Фактический	570	520	12	21
	Стандартный	≥ 520	≥ 470	≤ 6,5	–

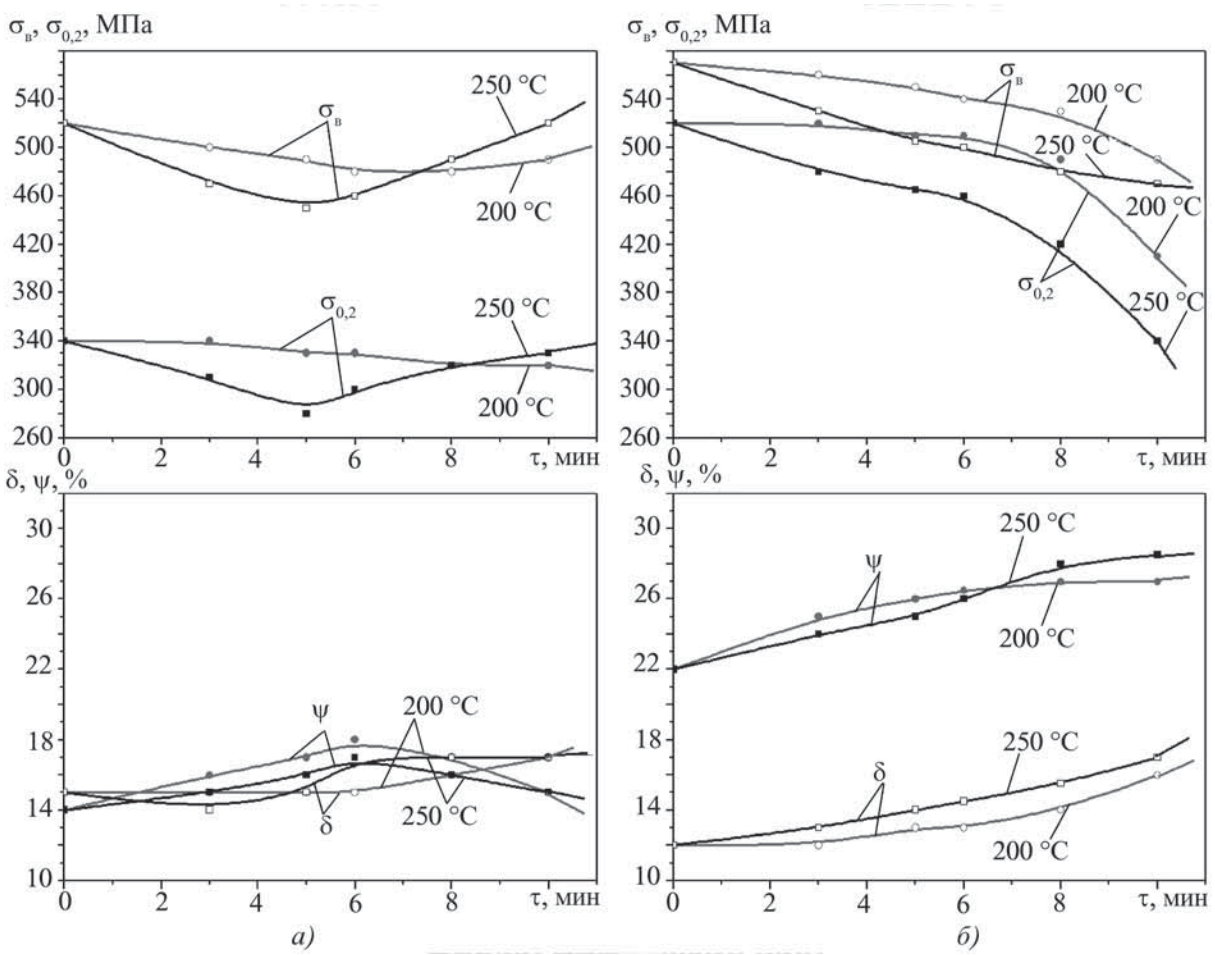


Рис. 1. Изменение механических свойств сплавов Д16Т (*а*) и 1953Т1 (*б*) в зависимости от режима технологического нагрева

Характер изменения механических свойств сплава 1953Т1 в результате выдержки при 200...250 °С одинаковый во всем исследованном временном интервале, но величина изменений существенно зависит от ее длительности. При увеличении выдержки до 5...6 мин происходит плавное и незначительное уменьшение прочностных и повышение пластических характеристик по сравнению с исходным состоянием. Дальнейшее увеличение выдержки приводит к резкому и интенсивному изменению свойств сплава. Так, после 10 мин выдержки при 200 °С $\sigma_в$ снижается на 80 МПа и $\sigma_{0,2}$ – на 110 МПа, а при 250 °С – на 90 и 180 МПа соответственно. Одновременно δ и ψ повышаются при 200 °С на 4 % и при 250 °С – на 5 и 8 % соответственно. Характерно, что влияние температуры для сплава 1953Т1 проявляется значительно сильнее, чем для сплава Д16Т.

Полученные результаты свидетельствуют о значительно большей устойчивости сплава Д16Т к технологическому нагреву по сравнению со сплавом 1953Т1. Прочностные и пластические характеристики сплава Д16Т относительно стабильны в интервале температур 200...250 °С в течение 3...10 мин и после выдержки длительностью 10 мин практически соответствуют исходным значениям в состоянии поставки.

В противоположность этому, сплав 1953Т1, имеющий более высокие прочностные свойства в исходном состоянии, существенно более чувствителен к технологическому нагреву. Выдержка длительностью больше 5...6 мин приводит к резкому разупрочнению сплава, особенно при температуре 250 °С, а после 8...10 мин выдержки относительное снижение прочностных характеристик сплава 1953Т1 по сравнению с состоянием поставки достигает 15...30 %.

Металлографический и рентгенофазовый анализы показали, что в структуре сплава Д16Т как в состоянии поставки (рис. 2, *а*), так и после кратковременного нагрева различной длительности (рис. 2, *б*, *в*) присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды Al_2CuMg (S-фаза) и Al_2Cu (θ-фаза). Таким образом, качественно фазовый состав сплава в результате технологического нагрева не изменяется. Однако количество и размеры интерметаллидных включений значительно изменяются в зависимости от температуры и времени выдержки.

В табл. 3 приведены результаты количественного металлографического анализа сплава Д16Т в состоя-

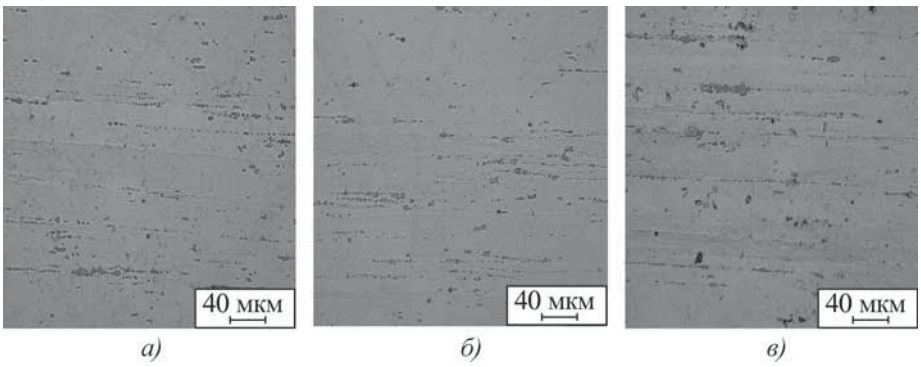


Рис. 2. Микроструктура сплава Д16Т в состоянии поставки (*а*) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 (*б*) и 10 мин (*в*)

нии поставки и после высокотемпературного нагрева по различным режимам. Видно, что при увеличении длительности нагрева до 5...6 мин уменьшаются объемная доля вторичных фаз и плотность их распределения в структуре сплава от 3,40 % об. и 12409 1/мм^2 в исходном состоянии до соответственно 2,53 % об. и 7820 1/мм^2 после нагрева до 200 °С и 2,89 % об. и 8203 1/мм^2 – до 250 °С. При этом средние значения длины и площади включений существенно возрастают: от 1,80 мкм и 2,70 мкм^2 до 2,28 мкм и 5,61 мкм^2 при 200 °С и 2,77 мкм и 7,35 мкм^2 при 250 °С соответственно. Однако максимальный диаметр включений практически не изменяется и составляет 2,0...2,3 мкм.

Увеличение продолжительности нагрева до 10 мин, наоборот, приводит к росту объемной доли и плотности распределения вторичных фаз в структуре сплава и уменьшению средних значений длины и площади до 4,16 % об. и 14238 1/мм^2, 1,84 мкм, 2,50 мкм^2 при 200 °С и до 4,30 % об., 16350 1/мм^2, 1,50 мкм, 2,80 мкм^2 при 250 °С соответственно (см. табл. 3). Максимальный диаметр интерметаллидов после такого нагрева возрастает незначительно – до 2,6...2,8 мкм.

Таким образом, при нагреве в интервале температур 200...250 °С длительностью до 5...6 мин в структуре сплава Д16Т уменьшается общее количество интерметаллидных фаз в результате значительного снижения количества мелких включений, а более крупные – не претерпевают заметных изменений. При увеличении длительности нагрева больше ~ 6 мин существенно увеличивается общее количество вторичных фаз вследствие повышения количества мелких включений при некотором росте размеров крупных интерметаллидов.

Установленные закономерности позволяют предположить, что при кратковременном (менее 5...6 мин) технологическом нагреве в естественно состаренном сплаве Д16Т происходит процесс растворения предвыделений, а также мелкодисперсных включений S- и θ-фаз, известный как "возврат при старении" [4–6], и в результате этого – некоторое разупрочнение сплава и повышение пластичности (см. рис. 1). Более длительный (6...10 мин) нагрев инициирует протекание в сплаве процесса искусственного старения с выделением мелкодисперсных интерметаллидных S- и θ-фаз, что приводит к его упрочнению независимо от некоторой коагуляции не растворившихся крупных включений, присутствовавших в структуре в состоянии поставки [6, 7]. Протекание этих процессов в сплаве Д16Т подтверждается характером изменения микротвердости в зависимости от длительности технологического нагрева (рис. 3).

Технологический нагрев сплавов 1953Т1 и Д16Т также качественно не изменяет его фазовый состав, но существенно влияет на количество и размер вторичных включений. Как в состоянии поставки (рис. 4, *а*), так и после нагрева различной длительности (рис. 4, *б*, *в*) в структуре сплава присутствуют α-твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды $MgZn_2$ и Al_2CuMg.

3. Количество и размеры интерметаллидных фаз (ИФ) в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала										
	исходное (поставка)	после технологического нагрева по режиму									
		200 °С					250 °С				
		длительность нагрева, мин									
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	3,40	2,57	2,50	2,53	3,32	4,16	2,48	2,50	2,89	3,55	4,30
Плотность распределения, 1/мм^2	12409	7973	7536	7820	9536	14238	6646	7600	8203	12100	16350
Средняя длина, мкм	1,80	1,92	2,06	2,28	2,16	1,84	2,16	2,40	2,77	2,09	1,50
Средняя площадь, мкм^2	2,70	3,10	4,20	5,61	3,84	2,50	3,82	4,60	7,35	4,65	2,80
Максимальный диаметр, мкм	2,00	2,07	2,12	2,19	2,36	2,60	2,18	2,27	2,35	2,46	2,77

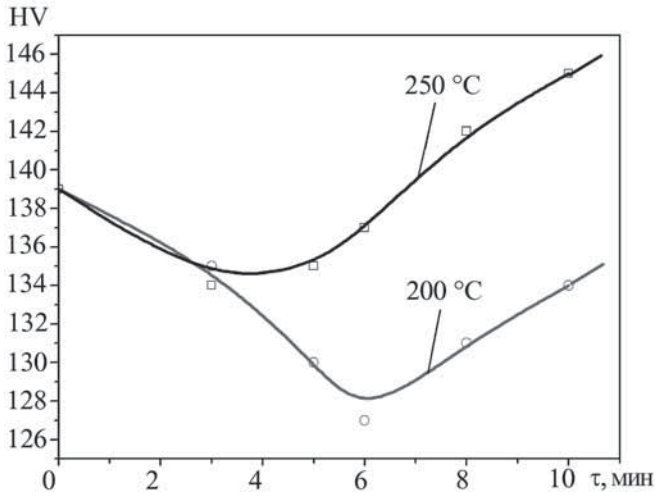


Рис. 3. Изменение микротвердости HV сплава Д16Т в зависимости от режима технологического нагрева

Количественный металлографический анализ показал (табл. 4), что в исходном состоянии объемная доля интерметаллидных фаз и плотность их распределения в структуре сплава составляют соответственно 0,50 % об. и 1491 1/мм^2, средние длина и площадь – 1,90 мкм и 3,10 мкм^2, а максимальный диаметр – 2,10 мкм. Выдержка длительностью до ~ 6 мин при температуре 200 °С не оказывает заметного влияния на структуру сплава 1953Т1, а при 250 °С приводит к увеличению объемной доли и средних значений длины и площади вторичных включений – до 1,69 % об., 2,24 мкм и 3,39 мкм^2 соответственно. При этом плотность распределения интерметаллидов в структуре и их максимальный диаметр изменяются незначительно.

Повышение длительности нагрева до 10 мин в 2–3 раза увеличивает количество и размер вторичных фаз и уменьшает плотность их распределения в структуре сплава (см. табл. 4), причем тем значительнее, чем выше температура. После нагрева до 250 °С длительностью 10 мин объемная доля интерметаллидов в структуре, плотность их распределения и средние значения длины и площади составляют 2,15 % об., 800 1/мм^2, 3,05 мкм и 4,79 мкм^2 соответственно, а максимальный диаметр – 3,46 мкм.

Из анализа экспериментальных данных следует, что в сплаве 1953Т1 процесс старения при температурах технологического нагрева 200...250 °С имеет одинаковый характер во всем исследованном интервале выдержек. При старении в структуре сплава происходят выделение вторичных интерметаллидов и коагуляция имеющихся и выделяющихся включений [4–7]. При длительности технологического нагрева менее 5...6 мин эти процессы протекают медленно и практически не влияют на свойства материала. Увеличение длительности нагрева более ~ 6 мин значительно интенсифицирует процесс старения, особенно при 250 °С, причем коа-

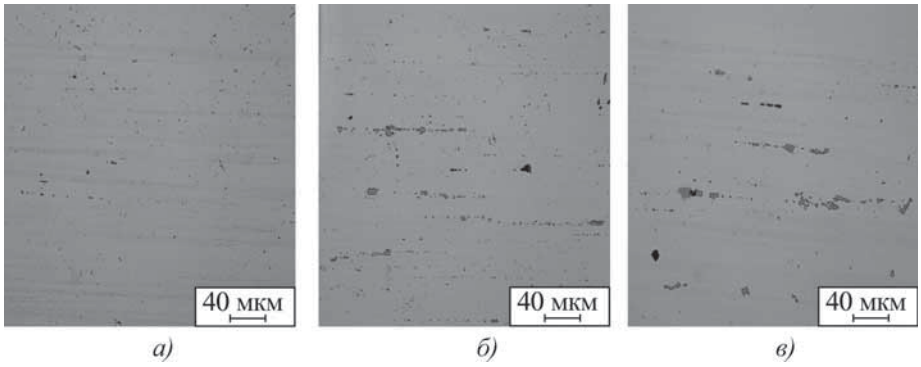


Рис. 4. Микроструктура сплава 1953Т1 в состоянии поставки (*а*) и после технологического нагрева при 250 °С длительностью 6 (*б*) и 10 мин (*в*)

4. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика ИФ	Состояние материала										
	исходное (поставка)	после технологического нагрева по режиму									
		200 °С					250 °С				
		длительность нагрева, мин									
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	0,50	0,58	0,53	0,60	1,80	1,60	0,72	1,00	1,69	1,55	2,15
Плотность распределения, 1/мм^2	1491	1375	1372	1408	1170	928	1521	1570	1485	1078	800
Средняя длина, мкм	1,90	1,86	1,94	2,03	2,38	2,70	2,02	2,19	2,24	2,52	3,05
Средняя площадь, мкм^2	3,10	3,04	2,97	3,26	3,82	4,40	3,18	3,26	3,39	3,95	4,79
Максимальный диаметр, мкм	2,10	1,93	2,10	2,17	2,24	2,49	2,14	2,40	2,53	2,94	3,46

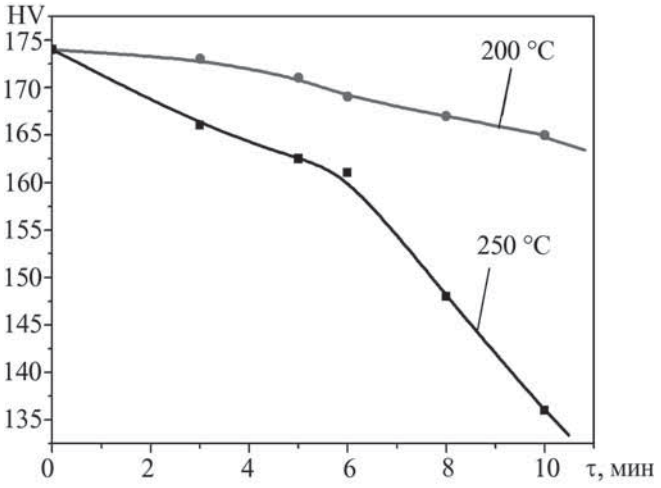


Рис. 5. Изменение микротвердости HV сплава 1953Т1 в зависимости от режима технологического нагрева

гуляция интерметаллидов превалирует над их выделением в структуре. Вследствие этого нагрев длительностью 6...10 мин приводит к существенному разупрочнению сплава 1953Т1. Зависимость изменения микротвердости от длительности технологического нагрева подтверждает такой характер структурных изменений в сплаве 1953Т1 (рис. 5).

Установленное различие в процессах, происходящих в исследованных сплавах при технологическом нагреве в интервале температур 200...250 °С, обусловливает их разную устойчивость к разупрочнению при изготовлении труб. В результате противоположного действия "возврата при старении" и последующего дисперсионного твердения механические свойства сплава Д16Т после нагрева длительностью до ~ 6 мин изменяются незначительно, а длительностью 6...10 мин практически не изменяются относительно состояния поставки. Повышение температуры нагрева от 200 до 250 °С несущественно влияет на изменение прочности и пластичности сплава. Благодаря этому сплав Д16Т не требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров горячей посадки замкового

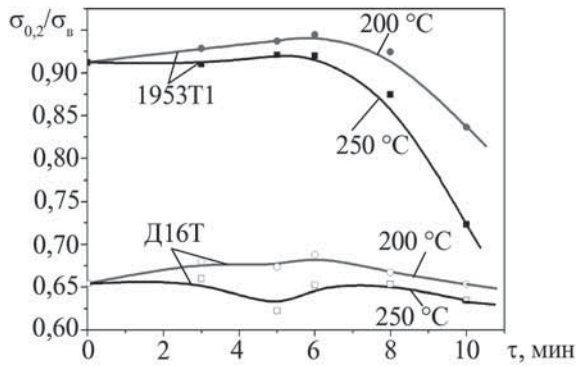


Рис. 6. Изменение отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ сплавов Д16Т и 1953Т1 в зависимости от режима технологического нагрева

соединения. Более того, рекомендуемым является более длительный нагрев – 8...10 мин.

Распад твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз приводят к разупрочнению сплава 1953Т1 при технологическом нагреве во всем исследованном интервале выдержек, особенно интенсивно при длительности более 5...6 мин. Более прочный сплав 1953Т1 по сравнению со сплавом Д16Т в состоянии поставки значительно уступает ему по этому показателю после нагрева. Так, в исходном состоянии $\sigma_в$ сплава 1953Т1 на 50 МПа выше, чем сплава Д16Т. После нагрева длительностью 10 мин до 200 °С – значения предела прочности обоих сплавов одинаковые, а до 250 °С – $\sigma_в$ сплава 1953Т1 на 50 МПа ниже, чем сплава Д16Т. Низкая стойкость сплава 1953Т1 к разупрочнению при технологическом нагреве требует жесткого регламентирования и контроля параметров горячей посадки замка. При этом не рекомендуется превышать температуру нагрева трубы выше 200 °С и длительность нагрева – более 6 мин.

Экспериментальные данные показали также, что сплав Д16Т не только более устойчив к разупрочнению при технологическом нагреве, но и имеет значительно больший запас пластичности по сравнению со сплавом 1953Т1 (рис. 6).

На рис. 6 видно, что по значению отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ сплав Д16Т имеет преимущество перед 1953Т1 как в состоянии поставки, так и после технологического нагрева по всем исследованным режимам. Следовательно [6], сплав Д16Т можно рекомендовать для изготовления труб, работающих в более сложных условиях по нагрузке и виду напряженного состояния.

Выводы

1. Установлено, что технологический нагрев при горячей посадке замкового соединения оказывает существенное различное влияние на механические свойства труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1. При этом свойства сплава Д16Т значительно более стабильны по сравнению со сплавом 1953Т1.

2. Обнаружено, что изменение свойств сплавов Д16Т и 1953Т1 при технологическом нагреве трубы в области температур 200...250 °С длительностью до 10 мин обусловлено протеканием диффузионных процессов в их структуре, характер которых в исследованных сплавах различен. В результате противоположного действия "возврата при старении" и последующего дисперсионного твердения свойства сплава Д16Т после нагрева практически не изменяются относительно состояния поставки. Распад твердого раствора и коагуляция интерметаллидных фаз при нагреве сплава 1953Т1 во всем исследованном интервале выдержек приводят к его значительному разупрочнению.

3. Обоснована необходимость жесткого ограничения температурно-временных параметров горячей посадки замкового соединения при изготовлении бурового оборудования из алюминиевого сплава 1953Т1:

температура нагрева не выше 200 °С и длительность – не более 6 мин. Для сплава Д16Т требования к параметрам этой технологической операции значительно мягче: допустимая температура нагрева 250 °С и длительность до 10 мин.

4. Показано преимущество сплава Д16Т для изготовления труб, применяемых в сложных условиях эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Штамбург В.Ф., Фаин Г.М., Данелянц С.М., Шеина А.А.** Бурильные трубы из алюминиевых сплавов. М.: Недра, 1980. 240 с.

2. **Прохоров С.** Алюминий возвращается // Нефть России. 2011. № 6. С. 76–77.

3. **Файн Г.М., Неймарк А.Х.** Проектирование и эксплуатация бурильных колонн для глубоких скважин. М.: Недра, 1985. 237 с.

4. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1999. 413 с.

5. **Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В.** Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1992. 271 с.

6. **Фридляндер И.Н.** Закономерности изменения свойств алюминиевых сплавов при старении // МиТОМ. 2003. № 9. С. 8–11.

7. **Муратов В.С., Юдаев Д.П.** Влияние дополнительного старения при технологических нагревах на механические свойства и микроструктуру листовых полуфабрикатов из сплава 1151 // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 11. С. 41–43.

Олег Викторович Швецов;
Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
info@petropromspb.ru

УДК 539.3:534.2

О.Е. Сысоев *(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)*

Исследование предельных состояний сплава ВТ20 с учетом параметров акустической эмиссии

Рассмотрен метод определения предельных состояний конструкционных материалов по минимальной скорости накопления дефектов структурой материала, рассчитанной по параметрам акустической эмиссии.

Ключевые слова: малоцикловые нагружения; акустическая эмиссия; минимальная скорость накопления дефектов.

The measuring method of the limit states for constructive materials under the minimum velocity of defect accumulation in material structure designed according to the parameters of acoustic emission is considered.

Keywords: low-cycle loading; acoustic emission; minimum velocity of defect accumulation.

Проектирование летательных аппаратов и ракетной техники ставит перед инженерами ряд задач по обеспечению прочности несущих конструкций и узлов этих аппаратов. При этом для увеличения полезной нагрузки необходимо минимизировать массу конструкций. Это достигается применением легких сплавов и обеспечением минимальной материалоемкости конструкций благодаря оптимизации запасов прочности.

Для машин с коротким сроком службы контроль используемых деталей необходимо проводить по начальной дефектности структуры материалов, а при длительной эксплуатации нужен постоянный мониторинг. Для правильного прогнозирования длительной прочности деталей машин, работающих при циклических нагрузках, нужно учитывать механизмы накопления дефектов в структуре конструкционного материала. Это возможно реализовать путем установки датчиков регистрации сигналов акустической эмиссии на ответственные детали [1, 2]. Особенно такой контроль необходим в труднодоступных местах для визуального осмотра, когда агрегаты установлены очень компактно, а несущие конструкции закрыты несъемной обтекаемой обшивкой.

Применение акустико-эмиссионного контроля за состоянием конструкционного материала, находящегося под механическим напряжением, основано на возникновении *акустической эмиссии* (АЭ) от освобождения энергии в результате микро- и макроскопических явлений, вызванных локальной динамической перестройкой внутренней структуры материала [2–4].

Процессы пластического течения материала, процессы упрочнения и образования микронесплошностей успешно описываются с позиции теории дислокаций. Наиболее рас-

пространенным, не вызывающим сомнений источником АЭ в металлах, является быстрое движение групп дислокаций. Известны следующие источники АЭ, связанные с упругой и пластической деформацией: движение одиночной дислокации, парная аннигиляция, аннигиляция дислокаций на свободной поверхности, разрушение дислокационной петли, равномерное движение группы дислокаций, работа источника Франка–Рида, работа границ зерен в качестве источника дислокаций, распад–захват краевых диполей, образование линий скольжения, проскальзывание границ зерен, раскрепление или отрыв дислокаций.

В соответствии с этим наибольшее признание среди исследователей получил дислокационный механизм акустической эмиссии материала на всех стадиях деформирования и разрушения материала. Можно выделить три дислокационных механизма АЭ [2].

Первый механизм АЭ – перемещение дислокаций по линии скольжения. В этом случае дислокации движутся под действием увеличивающейся силы с возможностью выхода их на поверхность материала или границу зерна, вероятностью торможения на препятствиях или аннигиляции. Эти процессы характерны для стадии пластического течения материала в понятиях макромеханики.

Второй механизм АЭ – процессы прорыва движущейся дислокацией препятствий в виде дислокационных скоплений, неоднородностей различного типа, границ зерен. В этом случае формирование сигнала АЭ также имеет две составляющие. Передний фронт сигнала формируется за счет внезапного разрыва связей и быстрой разгрузки материала в окрестности неоднородности. Задний фронт сигнала формируется в результате релаксации напряжений сразу же после разрыва связей [5].

Третий механизм АЭ – процесс излучения АЭ при развитии хрупкого разрушения. В работе [6] рассмотрена модель формирования излучения АЭ на основе представления о разрыве атомных связей. В рассмотренной модели каждый элементарный импульс АЭ обусловлен релаксацией в результате разрыва единичной атомной связи, а полный сигнал излучения формируется из потока элементарных акустических импульсов.

Таким образом, любое изменение структуры материала, появление и залечивание дефектов сопровождается излучением АЭ, т.е. по количеству и энергии сигналов АЭ можно определить дефектность структуры материала. Количество дефектов в структуре материала, а особенно скорость их накопления от воздействия циклических нагружений, определяет скорость деградации структуры конструкционного материала.

Для определения дефектности структуры конструкционных материалов от воздействия циклических нагрузок по параметрам АЭ на базе Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета проведены испытания трубчатых образцов с рабочей частью образца $l = 10$ мм, $D = 10$ мм и толщиной стены $h = 0{,}5$ мм из сплава ВТ20 на испытательной машине МИ-40КУ с использованием оригинального программного обеспечения [7], что позволило задавать программу малоцикловых испытаний по пилообразному циклу с асимметрией $R = 0{,}5$. Для использования максимальных прочностных возможностей материала нагружение было принято мягким с интенсивностью напряжения $\sigma_i \approx 0{,}95\sigma_в$, $\sigma_i = 800$ МПа.

Одновременно с непрерывной записью накопления величины циклической деформации осуществлялась запись сигналов акустической эмиссии с применением оригинального программного обеспечения [8].

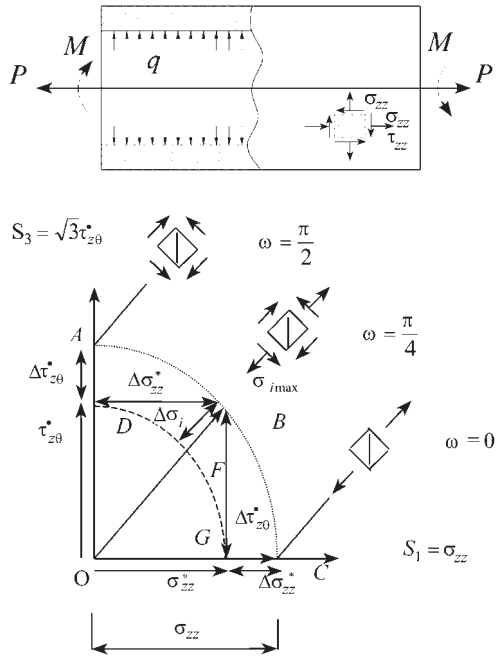


Рис. 1. Траектории циклического нагружения

Разработанная комплексная программа исследований долговечности материалов (рис. 1) предусматривала проведение экспериментов при программном нагружении по различным траекториям механического малоциклового нагружения в условиях плоского напряженного состояния с одновременной регистрацией параметров акустической эмиссии. Процесс нагружения в точке упругопластически деформируемого тела происходил в плоскости двумерного вектора напряжений (см. рис. 1). Уравнение такой траектории нагружения имеет вид:

$$\vec{S} = S_1\vec{i}_1 + S_3\vec{i}_3 = S(t), \qquad (1)$$

где S_1, S_3 – компоненты вектора напряжений.

Такое напряженное состояние, характеризуемое компонентами тензора напряжений $\sigma_{zz}(t) \neq 0$ и $\tau_{z\theta}(t) \neq 0$, создавалось в тонкостенном цилиндрическом образце, который подвергался растяжению и кручению ($N = N(t)$; $M_{кр} = M_{кр}(t)$).

Данная программа исследования позволяла создавать в материале плосконапряженное состояние при пропорциональном (по траектории $O \to D \leftrightarrow B$, $O \to F \leftrightarrow B$, см. рис. 1) и сложном (по траектории $0 \to G \leftrightarrow B$, $0 \to D \leftrightarrow B$) циклическом нагружении ($\Delta\sigma_i = \sigma_{i\,\min} \leftrightarrow \sigma_{i\,\max}$). При этом вектор напряжений $S(t)$ в каждую единицу времени совпадает с вектором $\vec{\sigma}_i(t)$:

$$\vec{\sigma}_i(t) = \sqrt{3}\tau_{z\theta}(t)\vec{i}_3 + \sigma_{zz}(t)\vec{i}_1 = S(t), \qquad (2)$$

конец которого описывает соответствующую траекторию нагружения в пространстве напряжений. При этом установлено, что долговечность материала при данных ω^* и α зависит от формы и параметров циклов изменения интенсивности напряжений, а при данной программе циклического нагружения – от вида напряженного состояния ($\omega^* = \alpha$, траектория $O \to Q \leftrightarrow Z$, рис. 2) и сложности траекторий нагружения ($\omega^* \neq \alpha$, траектория $O \to Q \leftrightarrow H$), где ω^*и α – углы, характеризующие направление вектора напряжений $\sigma_i(t)$ до и после его излома соответственно.

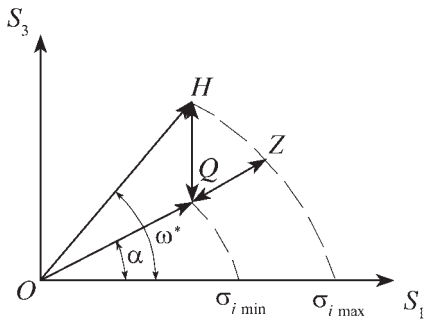


Рис. 2. Зависимость углов ω* и α от направления вектора напряжений $\sigma_i(t)$ в пространстве напряжений

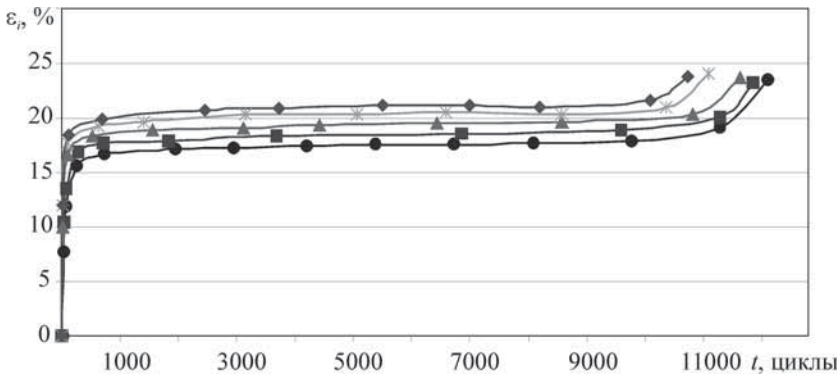


Рис. 3. Диаграмма циклической ползучести сплава ВТ20 при σ_i = 800 МПа: ●, ■, ▲ – при пропорциональном нагружении соответственно по траектории *O–G–C* при ω = 0, *O–F–B* при ω = π / 2; *O–D–A* при ω = π / 4; ✳, ◆ – при сложном нагружении соответственно по траектории *O–G–B* при ω* = 0 ↔ π / 4, *O–D–B* при ω* = π / 2 ↔ π / 4

В работах [9–11 и др.] также показано, что интенсивность накопления пластических деформаций, а также долговечность материалов при прочих равных условиях зависит от пути циклического нагружения.

Для изучения механизма разрушения материалов была разработана методика, позволяющая использовать метод акустической эмиссии при исследовании кинетики накопления повреждений образцов, подвергаемых циклическому нагружению.

По результатам проведенных экспериментов были получены диаграммы накопления интенсивности деформаций (рис. 3) и энергии акустических сигналов по циклам нагружения (рис. 4, 5) и при соответствующих видах пропорционального нагружения и сложного нагружения.

На рис. 4, 5 по оси ординат отложена энергия сигнала АЭ за цикл нагружения, а затем эти значения аппроксимированы полиномиальной линией тренда шестой степени, и получено уравнение этой линии Φ(*t*) при соответствующем виде пропорционального нагружения при $\omega = 0$, $\omega = \frac{\pi}{4}$, $\omega = \frac{\pi}{2}$ и сложного нагружения ($\omega^* = 0 \leftrightarrow \frac{\pi}{4}$, $\omega^* = \frac{\pi}{2} \leftrightarrow \frac{\pi}{4}$).

На рис. 4, 5 видно, что значение энергии акустических сигналов качественно одинаково для различных траекторий нагружения, поэтому рассмотрим подробно диаграмму на рис. 6.

Регистрируемая энергия сигналов АЭ соответствует проявлению дефектов структуры материала, поэтому аппроксимирующая эти значения функция Φ(*t*) является показателем дефектности структуры материала конструкции во времени. При этом можно увидеть разную скорость накопления дефектов структурой материалов во времени (см. рис. 6). Сначала в первом полуцикле происходит резкий выброс сигналов АЭ (эффект Кайзера) – под воздействием внешней нагрузки происходит перестроение структуры материала и структура приспосабливается воспринимать внешние циклические воздействия, утилизируя поступающую в систему внешнюю энергию (1...10-й цикл нагружения).

Затем скорость накопления дефектов Φ(*t*) стабилизируется, становится минимальной и можно заметить, что минимальная скорость накопления дефектов структурой материала – признак стабильности структуры конструкционных материалов. С накоплением усталости материа-

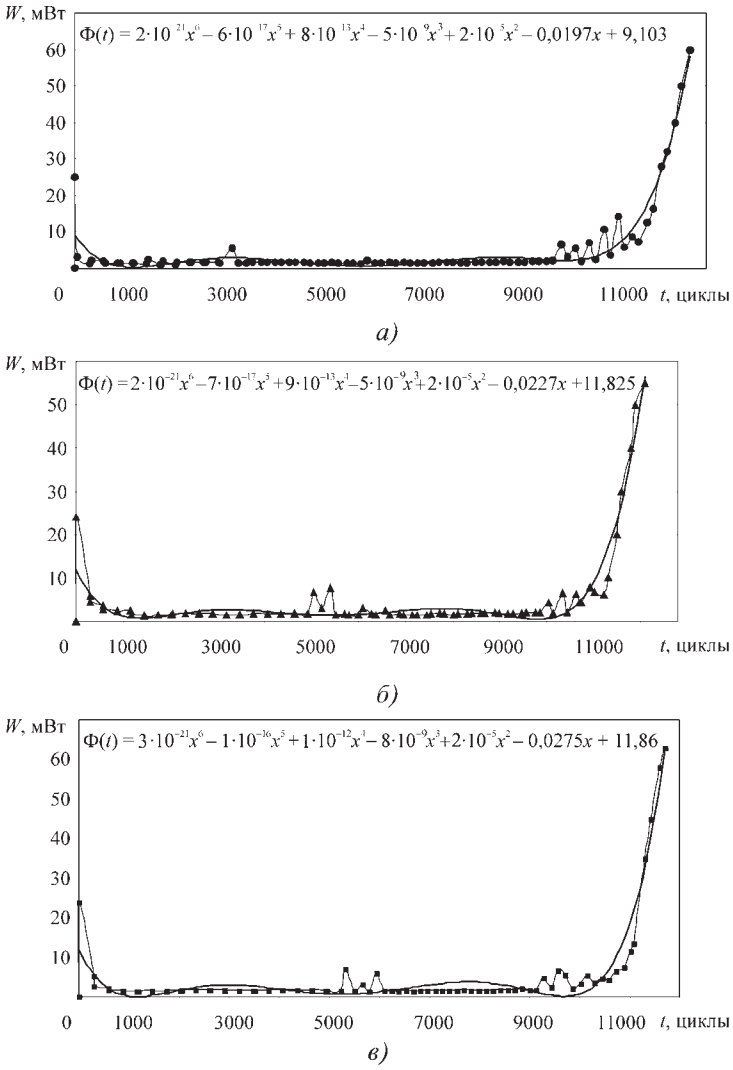


Рис. 4. Диаграммы энергии акустических сигналов по каждому циклу нагружения для сплава ВТ20, σ_i = 800 МПа:
а – ω = 0; *б* – ω = π / 4; *в* – ω = π / 2; ▬ – линия тренда Φ(*t*)

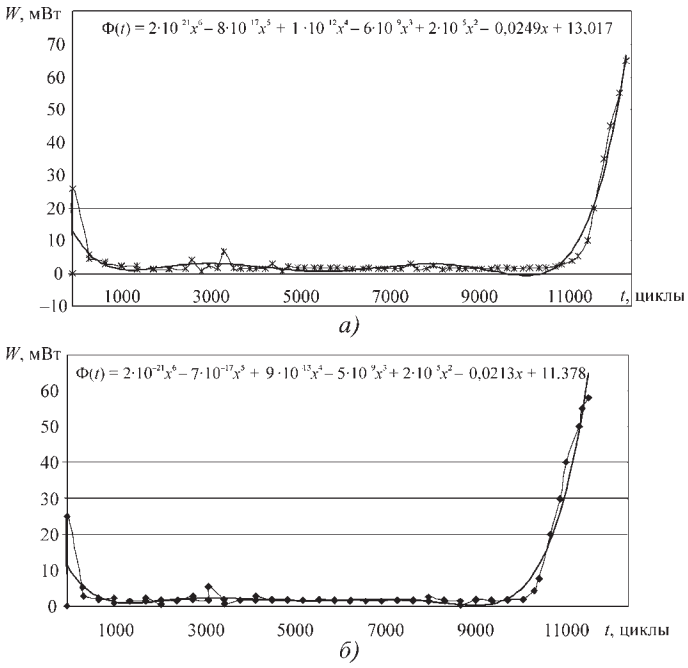


Рис. 5. Диаграммы энергии акустических сигналов по каждому циклу сложного нагружения для сплава ВТ20:
а – траектория *O–G–B*, $\omega^* = 0 \leftrightarrow \pi/4$; *б* – траектория *O–D–B*, $\omega^* = \pi/2 \leftrightarrow \pi/4$; ▬ – линия тренда $\Phi(t)$

ла резко увеличивается количество сигналов и скорость накопления дефектов структурой материала (на рис. 6 примерно с 10900 цикла) и материал конструкции приближается к разрушению. Определить этот момент можно, если построить касательную $y = at + c$ к линии тренда $\Phi(t)$ в точке увеличения количества и энергии акустических сигналов за цикл нагружения.

Современная вычислительная техника позволяет выполнять эту операцию в режиме реального времени. На рис. 6 построена касательная $y = at + c$ в точке увеличения АЭ, при этом значение $a = 0{,}49$ (скорость накопления дефектов) значительно выше, чем на предыдущем участке, т.е. определен момент, когда структура материала больше не может стабильно работать и начинает разрушаться, следовательно, можно поставить условие:

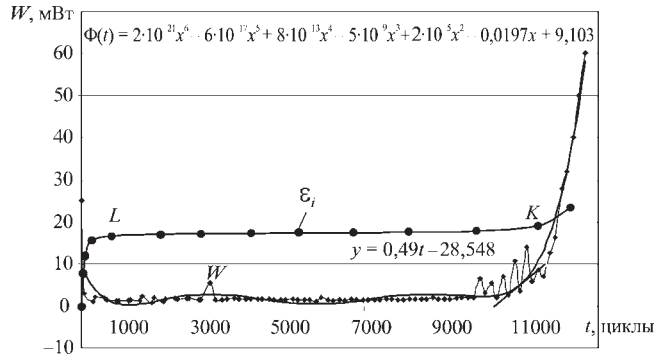


Рис. 6. Совмещенная диаграмма циклической ползучести образца из сплава ВТ20 при $\omega = 0$, $\sigma_i = 800$ МПа и энергии и сигнала акустической эмиссии за цикл нагружения, аппроксимированная линией тренда $\Phi(t)$

$$\dot{\Phi}(t) \le a = 0{,}5.$$

За критерий предельных состояний материала [12] принимали минимальную скорость циклической ползучести (участок *L–K* диаграммы ε_i–*t*, см. рис. 6). При превышении минимальной скорости ползучести наступало предельное состояние материала конструкции и детали машин и механизмов становятся не пригодными к эксплуатации.

Разница между критерием минимальной скорости ползучести и критерием минимальной скорости накопления дефектов структурой материала заключается в том, что возрастание скорости накопления дефектности структуры материала при малоцикловых нагружениях материала начинается значительно раньше, чем нарастание минимальной скорости ползучести (см. рис. 6), т.е. критерий минимальной скорости накопления дефектов структурой материала является более чувствительным и будет более точным при определении предельных состояний конструкций и деталей машин и механизмов, и его можно определить в режиме реального времени по результатам постоянного мониторинга.

Учитывая, что функции $\Phi(t)$, показывающие минимальную скорость накопления дефектов структурой материала, при различных видах напряженно-деформированного состояния подобны рис. 4, 5, то предложенный метод определения предельных состояний титанового сплава ВТ20 можно применять при любых видах малоцикловых нагружений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Серьёзнов А.Н., Степанова Л.Н., Муравьёв В.В.** и др. Диагностика объектов транспорта методом акустической эмиссии / под ред. Л.Н. Степановой, В.В. Муравьёва. М.: Машиностроение, Машиностроение – Полет, 2004. 368 с.

2. **Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н.** и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении / под общ. ред. д-ра техн. наук, проф. Н.А. Семашко. М.: Машиностроение, 2002. 240 с.

3. **Сысоев О.Е.** Мониторинг изменения структуры материалов при циклических нагружениях по сигналам акустической эмиссии // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование. 2009. № 1(74). Механика, материаловедение. С. 83–89.

4. **Иванов В.И., Быков С.П.** Классификация источников акустической эмиссии. Диагностика и прогнозирование разрушения сварных конструкций. 1985. № 1. С. 67–74.

5. **Иванов В.И., Белов В.М.** Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. М.: Машиностроение, 1981. 184 с.

6. **Иванов В.И.** Акустическая эмиссия в процессе когерентного разрушения // Доклады АН СССР. 287. 1986. № 2. С. 302–306.

7. **Сысоев О.Е., Жбанов С.А., Кузнецов Е.А.** Программное обеспечение для управления испытательной машиной МИ-40КУ 2009 (ПО "TM-40 Manager 2009") / Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2010613498. 2010 г.

8. **Сысоев О.Е., Жбанов С.А., Кузнецов Е.А.** Программное обеспечение для регистрации сигналов акустической эмиссии "AERecoder 2009" (ПО "AERecoder 2009"). Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2010613499. 2010 г.

9. **Зубчанинов В.Г., Охлопков Н.Л., Гараников В.В.** Экспериментальная пластичность. Кн. 2. Процессы сложного нагружения. Тверь: ТГТУ, 2004. 184 с.

10. **Антипов Е.А., Сысоев О.Е., Макаренко С.В.** Исследование влияния сложности траектории циклического нагружения на длительную прочность материалов // Проблемы механики сплошной среды: материалы междунар. науч. конф. 15–19 сентября 1997 г. Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре гос. техн. ун-т, 1998. 188 с.

11. **Махутов Н.А.** Усталость металлов в широком диапазоне числа циклов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. № 4. Т. 70.

12. **Можаровский Н.С., Антипов Е.А., Бобырь Н.И.** Ползучесть и долговечность материалов при программном нагружении. К.: Вища шк., изд-во при Киев. ун-те. 1982. 130 с.

Олег Евгеньевич Сысоев, канд. техн. наук,
fks@knastu.ru

УДК 621.91.06-115:621.365:66

Г.Г. Кривенко, С.М. Вайцехович, В.В. Миронов, Н.А. Корнетов*, А.В. Мишуков, А.Е. Кондауров *(ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва, * ОАО "Савеловский машиностроительный завод")*

Разработка нестандартного оборудования в заготовительном производстве – база новых технологий

Приведен анализ существующего оборудования отечественного производства, применяемого на предприятиях Роскосмоса в области ротационной вытяжки и магнитно-импульсной обработки.

Ключевые слова: ротационная вытяжка; станы для ротационной вытяжки; модифицирование расплава; импульсные магнитные поля.

The analysis of existing domestic equipment used for enterprises of Russian Federal Space Agency for rotary drawing and treatment of pulsed magnetic field is resulted.

Keywords: rotary drawing; mills for rotary drawing; alloy modification; pulsed magnetic fields.

Оборудование для ротационной вытяжки – перспективы развития. В отечественном машиностроении в отличие от передовых стран (США, Германия, Франция) технология *ротационной вытяжки* (РВ) мало применяется несмотря на очевидные технико-экономические преимущества при изготовлении осесимметричных деталей. Существующее оборудование для РВ выпускается в настоящее время фирмами Германии, Испании, Франции. Отечественное оборудование в течение последних лет практически не производилось за исключением трех станов среднего класса, изготовленных в 2000 г. на Рязанском станкостроительном заводе. С 2001 г. станы среднего класса не разрабатывались.

В расширении применения данного вида технологии важную роль играет увеличение станочного парка соответствующего оборудования. Поэтому перед ФГУП "НПО "Техномаш" была поставлена задача создать высокоточный стан для ротационной вытяжки тонкостенных осесимметричных бесшовных цилиндрических и эллиптических оболочек баллонов высокого давления, потребность в котором имеют многие предприятия отрасли.

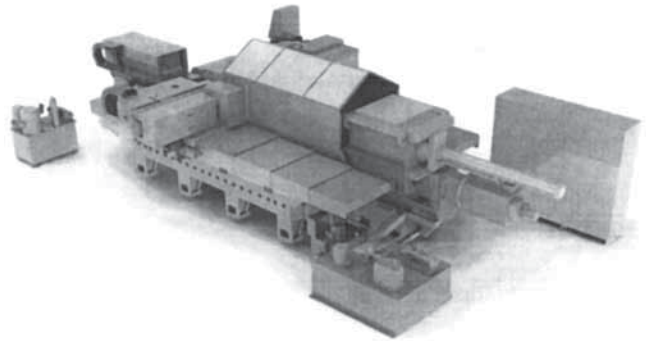


Рис. 1. Стан СРВ-1200

Основная проблема, которую должны были решить специалисты ФГУП "НПО "Техномаш", – обеспечение точности по толщине стенки ±0,05 мм для деталей толщиной до 3,0 мм и ±0,08 мм для деталей толщиной более 3,0 мм, чтобы исключить операцию химического фрезерования снижения массы деталей. В 2008–2011 гг. был спроектирован стан СРВ-1200 (рис. 1), который по своим техническим характеристикам превосходит известное в мире оборудование.

Техническая характеристика стана СРВ-1200

Диаметр, мм	60...1200
Максимальная высота, мм	1800
Толщина детали, мм	0,6...10
Допуск на толщину детали, мм:	
≤ 3	±0,05
≥ 3	±0,085
Максимальная толщина заготовки, мм:	
высокопрочной стали ($\sigma_в \leq 1000$ МПа)	10
конструкционной стали ($\sigma_в \geq 320$ МПа)	14
Применяемые материалы	Алюминиевые, титановые, никелевые, ниобиевые сплавы и коррозионно-стойкие стали

Стан СРВ-1200 оснащен устройством числового программного управления и обеспечивает изготовление деталей с переменной и постоянной толщиной стенки с прямолинейной и криволинейной образующей в автоматическом цикле. Все программируемые оси имеют электромеханический привод.

Преимущества стана СРВ-1200:

• снижение трудоемкости изготовления деталей благодаря ликвидации операций механической обработки, подгонки и сварки отдельных элементов оболочек с последующей рентгенографией в 3 раза;

• повышение точности изготовления деталей после раскатки по толщине стенки не менее чем в 2 раза;

• обеспечение упрочнения металла в результате его объемного деформирования на 60 %, что снижает массу изготовляемых деталей на 20 %.

Кроме того, создается стан для изготовления тонкостенных оболочек из заготовки толщиной до 30 мм с пределом прочности материала до 1000 МПа. Оборудование с подобными силовыми характеристиками ранее не проектировалось и не изготовлялось в России. С появлением этого стана будет решена проблема создания крупногабаритных баков из композитных материалов.

Оборудование для холодной и горячей гибки трубопроводов. До 1991 г. ФГУП "НПО "Техномаш" внедрило в производство ряд трубогибочных станков для горячей и холодной гибки труб, которые до настоящего времени эксплуатируются на заводах отрасли: для холодной гибки СТГ-40П, СТГ-120П, работающие по схеме намотки, ТГПС-3, ТГПС-3М – по схеме проталкивания; для горячей гибки СГС-2, СГС-120, работающие по схеме проталкивания, и СГС-80ПН – по схеме поводкового водила. Станки эти морально устарели и физически износились, поэтому не могут соответствовать требованиям, предъявляемым к современным образцам трубогибочного оборудования. К сожалению, централизованное производство трубогибочных станков в России пока не налажено.

Однако потребность предприятий Роскосмоса в качественных трубопроводах растет. Существенно повысить производительность труда и исключить "человеческий фактор" при производстве трубопроводов поможет автоматизация процессов гибки в результате оснащения исполнительных механизмов трубогибочных станков системами с числовым программным управлением.

На ФГУП "НПО "Техномаш" в 2011 г. прошли успешные испытания универсального трубогибочного станка мод. СТОПН-80 (**С**танок **Т**рубогибочный **О**бкатка, **П**роталкивание, **Н**амотка для труб диаметром **80** мм), оснащенного системой ЧПУ и предназначенного для холодной гибки труб по любой из трех существующих технологических схем [1].

Преимущества универсального трубогибочного станка мод. СТОПН-80:

• уменьшение овальности трубы в зоне гиба (не более 3 %) и утонения стенки трубы до уровня ≤ 10 %;

• уменьшение массы и гидросопротивления трубопроводов на 5...10 %;

• исключение гофрирования при гибке в зоне сжатия трубной заготовки;

• получение на одной заготовке гибов в разных плоскостях при радиусах гиба от трех диаметров заготовки до 25000 мм;

• снижение трудоемкости изготовления деталей из труб в результате исключения ручных и доводочных работ.

Станок можно также применять для выпуска деталей из трубных заготовок для оборонных отраслей промышленности (авиастроение, судостроение и атомное машиностроение) и для выпуска продукции гражданского назначения – деталей из труб для автомобильной промышленности и коммунального хозяйства, энергетического машиностроения.

Магнитно-импульсная обработка металлов. Развитие магнитно-импульсных технологий в обработке металлов давлением началось с 1970-х гг. Харьковским политехническим институтом и Куйбышевским аэрокосмическим институтом (Самарский государственный аэрокосмический университет) были изготовлены магнитно-импульсные установки, предназначенные для пластического деформирования под действием импульсного магнитного поля. В настоящее время создана магнитно-импульсная установка, предназначенная для повышения качества литых заготовок и их надежности.

ФГУП "НПО "Техномаш" была предложена технология объемного модифицирования расплава металла импульсными магнитными полями высокой напряженности. Основываясь на первых поисковых экспериментах, проведенных СГАУ и в заводских условиях предприятия ЦСКБ "Прогресс", была разработана специализированная магнитно-импульсная установка МИУ-10Л (рис. 2).

Рис. 2. Магнитно-импульсная установка МИУ-10Л

Техническая характеристика магнитно-импульсной установки МИУ-10Л

Максимальная запасаемая энергия, кДж	10
Напряжение заряда накопителя энергии, кВ	1...6,9
Емкость накопителя энергии, мкФ	460
Производительность, операций в час, не более	120
Время заряда накопителя энергии до 10 кДж, с	4
Индуктивность разрядного контура в режиме КЗ, нГн	60
Частота разрядного тока в режиме КЗ, кГц	30
Напряжение питающей сети, В	220...230
Габаритные размеры (длина×ширина×высота), мм	600×600×1550
Масса энергоблока, кг	180

Магнитно-импульсная установка предназначена для воздействия на кристаллизующийся металл, залитый в форму, а также на жидкий металл для обеспечения растворения порошковых модификаторов.

Обработка кристаллизующегося металла. Большинство дефектов литейного происхождения связаны с интервалом кристаллизации отливки и шириной зоны твердожидкой фазы. С другой стороны, скорость охлаждения расплава влияет на степень измельченности затвердевшего металла, что в значительной мере связано с механическими свойствами отливки.

Механизм магнитно-импульсной обработки кристаллизующегося металла достаточно прост: в литейную форму устанавливается индуктор, который размещается в охранном стержне, предотвращающем его контакт с жидким металлом. После заливки металла в форму в определенный расчетами и опытами момент происходит пропускание импульсов тока большой величины по контуру индуктора, которые при помощи генерации электромагнитных полей возбуждают в расплаве ударные волны импульсного характера. В момент обработки в теле отливки уже образовалась некоторая доля твердой фазы, имеющая вид дендритных ветвей. Ударные волны ломают эти ветви, уменьшая ширину интервала кристаллизации и измельчая структуру посредством того, что обломки ветвей сами служат центрами кристаллизации.

ФГУП "НПО "Техномаш" разработаны различные схемы внутриформенной магнитно-импульсной обработки, которые позволяют реализовывать процесс модифицирования для отливок практически любой геометрии.

Технология растворения порошковых модификаторов. Для модифицирования и легирования расплавов металлов плохо растворяющимися или склонными к коагуляции частицами разработано специальное устройство, работающее в паре с магнитно-импульсной установкой МИУ-10Л.

Устройство представляет собой погружной индуктор в керамическом корпусе. Индуктор имеет форму спирали, внутри которой в керамике находится полость канала. В эту полость закладывается модифицирующий порошок, который при погружении устройства в расплав всплывает на поверхности металла в верхнюю полость индуктора, где под действием ударных волн, создаваемых в канале индуктором, происходит внедрение порошка в металл расплава. Данная технология актуальна в эпоху нанотехнологий, так как именно нанопорошки, обладая высокой удельной поверхностью, плохо смачиваются металлом и не растворяются без дополнительных усилий, которые и помогает создать разработанное устройство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Универсальный** трубогибочный станок для изготовления трубных изделий многоколенной пространственной формы / А.Н. Котов, Г.Г. Кривенко, С.М. Вайцехович, В.А. Корнилов, И.В. Шубин, М.И. Долгополов // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 12. С. 31–35.

Георгий Георгиевич Кривенко;
Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук;
Владимир Васильевич Миронов;
Николай Александрович Корнетов;
Алексей Владимирович Мишуков;
Антон Евгеньевич Кондауров,
info@tmnpo.ru

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 19.03.2012 г. Подписано в печать 27.04.2012 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,08. Заказ 232. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.