ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 10 октябрь 2011

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.
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.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

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

Грушко О.Е., Овчинников В.В., Крымов А.О. Условия кристаллизации и особенности зеренной структуры слитков алюминиево-литиевых сплавов 3

Чайкин В.А., Чайкин А.В., Вольнов И.Н. Исследование процесса позднего модифицирования с использованием моделирования 8

Зорин И.В., Дубцов Ю.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Автоматизированное проектирование композиционных проволок для сварки и наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений 12

Кузнечно-штамповочное производство

Майстров Ю.В., Белокуров О.А. Экспериментальные исследования и оптимизация операции гибки при штамповке коленчатых валов 17

Буркин С.П., Кабинов В.А., Брынских Я.А., Андрюкова Е.А. Рациональный температурно-скоростной режим прессования 22

Кутилова О.И., Магницкая С.Ф., Фролова И.Н. Способ построения схемы обработки детали на основе размерного синтеза технологического процесса . . 28

Прокатно-волочильное производство

Чечулин Ю.Б., Песин Ю.В., Душкин В.М., Буйначев С.К., Кичка А.О., Песина Н.Ю., Рыбин Ю.И., Романцов И.А. Расчет геометрии инструмента для управления формовкой труб большого диаметра 34

Материаловедение и новые материалы

Семендеева О.В., Учеваткина Н.В., Овчинников В.В. Современное состояние метода имплантации деталей из титановых сплавов (обзор) 38

Информация

Адиков С.Г., Кудрявцев С.А., Кретинин О.В., Знаменский А.И. Исследование нагрева заготовок из древесины при ультразвуковом воздействии высокой мощности 45

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", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 10 October 2011

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

Chairman Assistant:
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.
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 specialists:
KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

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

Grushko O.E., Ovchinnikov V.V., Krymov A.O. Conditions of crystallization and special features of aluminum-lithium alloys ingots grained structure 3

Chaykin V.A., Chaykin A.V., Vol'nov I.N. Study of late inoculation using simulation 8

Zorin I.V., Dubtsov Yu.N., Sokolov G.N., Lysak V.I. Automated design of composite wires for welding and surfacing of alloys based intermetallic compounds 12

Forging and Stamping Productions

Maystrov Yu.V., Belokurov O.A. Experimental studies and optimization of bending during stamping of crankshafts 17

Burkin S.P., Kabinov V.A., Brynskikh Ya.A., Andryukova E.A. Rational temperature and high-speed mode of pressing 22

Kutilova O.I., Magnitskaya S.F., Frolova I.N. Construction method of component cut-map on basis of technological process dimensional synthesis 28

Rolling and Drawing Productions

Chechulin Yu.B., Pesin Yu.V., Dushkin V.M., Buynachev S.K., Kichka A.O., Pesina N.Yu., Rybin Yu.I., Romantsov I.A. Calculation of tool geometry for control forming of large diameter pipes 34

Physical Metallurgy and New Materials

Semendeeva O.V., Uchevatkina N.V., Ovchinnikov V.V. State-of-the-art of implantation method of parts from titanium alloys (review) 38

Information

Adikov S.G., Kudryavtsev S.A., Kretinin O.V., Znamensky A.I. Study of wood blanks heating by using high power ultrasound 45

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", 2011

УДК 621.791.14

О.Е. Грушко *(ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов),*
В.В. Овчинников, А.О. Крымов *(Московский государственный индустриальный университет)*

Условия кристаллизации и особенности зеренной структуры слитков алюминиево-литиевых сплавов

Представлены результаты исследования влияния условий литья на структуру и свойства слитков сплавов системы Al–Mg–Li. Показано, что образование неоднородной структуры связано с изменением условий кристаллизации в различных зонах лунки в процессе литья, чему способствуют несимметричная подача расплава в лунку, нестабильность уровня металла в кристаллизаторе из-за несовершенной системы его регулирования. Установлено, что сплавы, содержащие в определенных количествах поверхностно-активные элементы с пониженной теплопроводностью, склонны к формированию в слитках недендритной структуры без какого-либо физического воздействия на кристаллизующийся расплав.

The results of study the influence of casting conditions on the structure and the properties of the ingots of the alloys of system Al–Mg–Li are presented. It is shown that the formation of heterogeneous structure is connected with change of crystallization conditions in different zones of hole in the casting process, to what they contribute the asymmetrical supply of fusion into the hole, instability of the level of metal in the crystallizer because of the imperfect system of its regulation. It is established that the alloys, which contain in the specific quantities surface-active elements with the lowered thermal conductivity, are inclined to the formation in the ingots of undendritic structure without any physical action on the crystallizing fusion.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Li; слитки, структура; кристаллизация; неоднородная структура; недендритная структура слитков.

Keyword: alloys of system Al–Mg–Li; ingots; structure; crystallization; heterogeneous structure; undendritic structure of ingots.

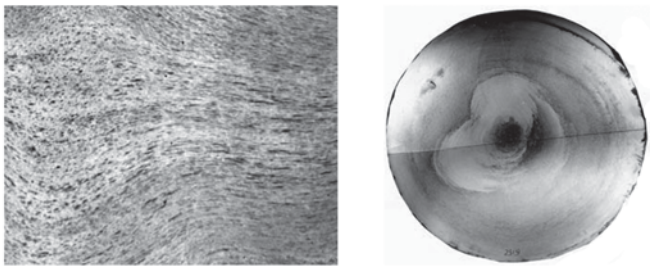
Наследственное влияние структуры исходных слитков на качество деформированных полуфабрикатов проявляется в тем большей степени, чем меньше степень их деформации.

К характеристикам литого материала относятся размер, форма и преимущественная ориентировка основной фазы, форма и распределение первичных и вторичных избыточных растворимых и нерастворимых фаз, дендритная, местная и зональная ликвидация составляющих сплава, характер и распределение дефектов структуры. Все эти характеристики структуры определяют технологичность сплавов при литье и обработке давлением, сказываются на конечных свойствах полуфабрикатов особенно в массивных частях в направлении по высоте, а также на свариваемости.

Структурой слитков управляют тепловые условия охлаждения, влияющие на кинетику кристаллизации, поэтому с использованием современных методик достаточно подробно были исследованы условия кристаллизации при непрерывном литье слитков алюминиевого сплава 1420 в сравнении с серийным сплавом АМг6.

Наряду с кристаллической структурой слитков наследственное влияние на технологические, механические свойства и свариваемость полуфабрикатов оказывает их фазовый состав, вследствие этого были изучены закономерности влияния примесей, малых добавок, режимов гомогенизации на фазовый состав слитков сплава 1420.

Анализ условий кристаллизации слитков сплава 1420 по сравнению со сплавом АМг6 показал, что в слитках сплава 1420 увеличена глубина лунки, имеющая более



а) *б)*

Рис. 1. Макроструктура слитка сплава 1420 диаметром 450 (*а*) и 420 мм (*б*) с зонами разной травимости

сложный профиль, расширена переходная область, скорости кристаллизации неравномерно распределены по сечению слитка и имеют более низкие значения.

В результате исследования макроструктуры слитков сплава 1420 после травления 10...15%-ным раствором щелочи NaOH в течение 30...60 мин и осветления раствором азотной кислоты получили, что в большинстве случаев слитки имеют мелкозернистую структуру (рис. 1, *а*).

В круглых слитках при стопроцентном контроле заготовок была обнаружена неоднородная структура в виде зон разной травимости различной интенсивности, матовых и блестящих зон (на рис. 1, *б* соответственно светлые и темные участки, травление 20 %-ным раствором щелочи без осветления). Обычно лепестки не имеют резко очерченных границ, однако в некоторых случаях они оконтурены блестящими дугами. Иногда неоднородность проявляется в виде размытых концентрических окружностей.

Прицельный спектральный анализ содержания лития, магния, циркония, железа и кремния в точках, удаленных на разное расстояние от поверхности слитка, на поперечных шлифах не показал заметного различия (табл. 1). При исследовании химического состава на продольных шлифах в зонах, одинаково удаленных от поверхности, была выявлена тенденция к повышению содержания магния в матовых (темных) участках, однако при этом разница находилась в пределах точности метода (табл. 2).

2. Содержание магния и лития в зонах разной травимости, равноудаленных от периферии, % мас.

Плавка	Номер образца	Mg		Li	
		Темная зона	Светлая зона	Темная зона	Светлая зона
1–406	1	5,34	5,37	1,76	1,91
	4	5,38	5,30	1,84	1,89
	13	5,50	5,18	1,87	1,95
	16	5,42	5,15	1,84	1,89

Сопоставление микроструктуры в матовых и блестящих зонах показало, что в матовой зоне зерно имеет меньший размер и составляет в среднем 50 мкм, а в блестящей – 70 мкм. При этом в матовой зоне наблюдается более интенсивный распад α-твердого раствора. После закалки образцов от 450 °С (1 ч) в холодной воде разнотонность обнаруживалась слабо, а после повторной термообработки с охлаждением на воздухе появлялась вновь.

Очевидно, что эти распадные частицы при выявлении макроструктуры интенсивно взаимодействуют с травителями из-за высокой активности входящих в их состав лития и магния и с большой контрастностью декорируют соответствующие зоны.

Заметных различий по фазовому составу, электропроводности и твердости не обнаружено. При испытании механических свойств на растяжение образцы, вырезанные из матовых зон, имели более высокие значения передела прочности и относительного удлинения, что можно объяснить влиянием структурного фактора – меньшим размером зерна (табл. 3).

Исследование условий кристаллизации слитков сплава 1420, применяемая конструкция кристаллиза-

1. Содержание основных легирующих элементов и примесей в зонах разной травимости в слитках сплава 1420, % мас.

Плавка	Зона травимости	Li	Mg	Zr	Fe	Si
1–303	Т	1,90	5,12	0,10	0,11	0,062
	С	1,87	4,95	0,11	0,12	0,065
1–302	Т	1,90	5,06	0,11	0,054	0,05
	С	1,78	5,05	0,11	0,06	0,05
	Т	1,78	5,0	0,11	0,055	0,05
1–301	Т	2,16	5,78	0,09	0,10	0,026
	Т	2,09	5,71	0,09	0,11	0,027
	С	2,11	5,68	0,09	0,10	0,030
1–264	С	1,90	5,13	0,11	0,11	0,032
	Т	2,03	5,44	0,10	0,10	0,035
	С	2,06	5,44	0,10	0,11	0,032

Обозначения: Т – темная зона; С – светлая зона.

3. Механические свойства слитков с разнотонностью

Плавка	Зона травимости	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1–264	Темная	280...295* / 290	3,2...4,0* / 3,6
	Светлая	255...270* / 260	2,0...2,4* / 2,3
	Смешанная	230...250* / 232	0,8...2,4* / 1,3

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

торов большой высоты, использование распределительных воронок со щелевыми вертикальными отверстиями в боковых стенках способствуют возникновению неоднородного температурного поля в лунке кристаллизующегося слитка. В связи с теплофизическими особенностями жидкого расплава 1420, заключающимися в пониженной теплопроводности, плотности и вязкости, даже при стационарном процессе литья формируется неоднородная структура.

При значительном снижении уровня расплава в кристаллизаторе металл свободными струями падает из распределительной коробки, размывает в месте падения закристаллизовавшуюся корочку, усиливает интенсивность движения расплава в лунке, что вызывает изменение условий кристаллизации.

При подаче металла не по центру слитка в случае плохой подгонки подводящего лотка или засорении отверстий из части отверстий распределительной коробки расплав поступает в лунку с большим напором. Это приводит к размыванию лунки с одной стороны слитка, изменению условий кристаллизации. В первом случае образуется неоднородная структура в виде симметричной двенадцатилепестковой розетки; во втором – с одной стороны неоднородная структура в виде матовых пятен.

При незначительных колебаниях, когда струи расплава не оголяются, происходит смещение фронта кристаллизации, также приводящее к изменению условий кристаллизации и формированию неоднородной структуры, имеющей на поперечном макрошлифе вид размытых матовых и блестящих концентрических окружностей.

Структуру слитков из сплава 1420 исследовали с помощью цветной металлографии по стандартной методике. Внутреннее строение зерен изучали после химического травления поверхности шлифов 2%-ным раствором ортофосфорной кислоты. Количественный анализ проводили по методу секущих.

При статическом анализе типов структур, характерных для промышленных слитков шестидесяти плавок сплава 1420, отлитых непрерывным методом с непосредственным охлаждением их водой, установлено, что в 50 % случаев наблюдается недендритная структура, а в 21 % – слитки имели дендритное строение, в остальных случаях структура была смешанной.

В промышленных слитках, как круглого, так и прямоугольного сечения, в разных зонах обнаруживаются участки с разным типом структуры. При этом в периферийных зонах проявляется тенденция к формированию дендритной структуры, особенно при повышении скоростей литья, т.е. в зонах, кристаллизующихся с наибольшими скоростями. Реже такая структура появляется в центральных зонах слитка. Однако встречаются слитки со структурой только дендритной или только недендритной. При статистическом анализе типов структур микрошлифы отбирали из зоны полурадиуса темплетов, вырезанных из литниковой и донной частей слитков, отлитых в начале и конце плавок.

Сопоставление данных о характере структуры слитков с результатами серийного контроля химического состава сплава 1420 показало, что недендритная структура образуется с тем большей вероятностью, чем выше концентрация циркония и суммарное содержание магния и лития. В случае замены циркония марганцем для слитков характерна только дендритная структура.

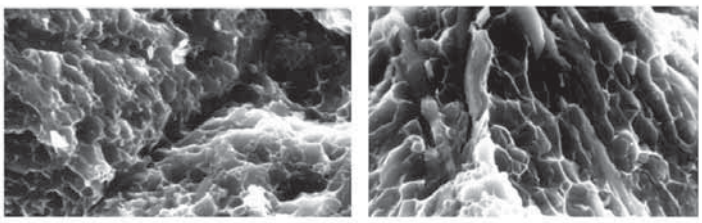
Обнаружение дендритной структуры в зонах слитков, кристаллизующихся с большей скоростью, позволило предположить, что одним из факторов, влияющих на тип структуры слитка, является скорость охлаждения.

В экспериментальных условиях благодаря использованию изложниц разного размера и материала достигали изменения скорости охлаждения в интервале кристаллизации от 25 до 118 °С/мин, что устанавливали по кривым охлаждения. Анализ структур полученных слитков показал, что при скоростях охлаждения в интервале кристаллизации 41...19 °С/мин происходит изменение типа структуры слитков для среднего состава сплава 1420. При меньших скоростях нормируется недендритная структура, при больших скоростях – дендритная.

Скорость охлаждения, при которой изменяется характер зеренной структуры, условно можно назвать критической. Вероятно, в зависимости от сочетания легирующих элементов этот интервал критических скоростей охлаждения будет несколько смещаться в область более низких или более высоких значений.

Фрактографический анализ образцов, полученных после испытаний при ударном изгибе, показал, что для слитков сплава 1420 с недендритным и дендритным типом структуры характерен в основном межкристаллитный излом по границам зерен при недендритной и по субграницам при дендритной структуре (рис. 2). Зерна при недендритной структуре имеют почти равноосную полиэдрическую форму.

Строение излома образца, отобранного из периферийной зоны слитка в состоянии после литья (рис. 3, *а*), аналогично строению излома образца после закалки от 460 °С на воздухе и старения (рис. 3, *б*), так как при литье слитков наружные слои подкаливаются, а затем после вторичного разогрева старятся. В обоих случаях характер излома губчатый без пластичности, что объясняет высокую чувствительность сплава 1420 к дефек-



а) *б)*

Рис. 2. Строение изломов слитков сплава 1420 с недендритной (*а*) и дендритной (*б*) структурой в гомогенизированном состоянии. ×3000

там поверхности слитков, приводящим к образованию холодных трещин при литье и вылеживании слитка после отливки.

Все холодные трещины берут начало от дефектов поверхности в виде неслитин, надрывов и оксидных плен. Образовавшиеся трещины, часто выйдя в зону пониженных скоростей кристаллизации, меняют направление и идут по этой зоне параллельно оси слитка. Фрактографический анализ образцов, отобранных из этой зоны, показал наличие усадочной пористости (рис. 3, *в*), ослабляющей материал.

В изломах образцов, взятых из зон со смешанной структурой, на стыках зерен с разным строением наблюдаются трещины, что указывает на нежелательность получения слитков со смешанной структурой.

В гомогенизированном состоянии изломы имеют признаки вязкости, о чем говорит мелкоямочное строение, при этом слитки сплава 1420, легированного 0,2 % бериллия, пластичные, на что указывают более глубокие ямки с зубчатыми краями. В случае недендритной структуры на границах наблюдается большее количество избыточных составляющих, что, вероятно, обусловлено несколько большей легированностью сплава и является одним из условий формирования такого типа структуры.

В слитках сплава 1420 в зависимости от химического состава и скоростей охлаждения может формироваться структура двух типов – дендритная и недендритная, подобная той, что образуется в серийных сплавах под воздействием ультразвуковой обработки в присутствии активных модификаторов зародышевого типа.

Можно выделить два фактора, способствующих образованию такой структуры – наличие в достаточном количестве твердых гетерогенных зародышей, влияющих на момент начала кристаллизации и вызывающих образование новых кристаллов вместо того, чтобы способствовать росту уже существующих, и высокого температурного градиента вблизи фронта кристаллизации.

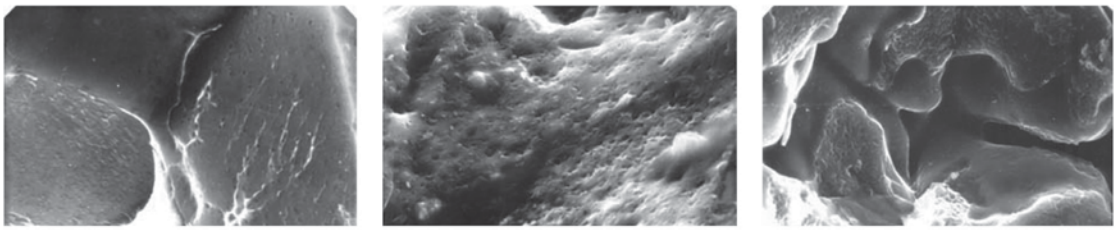
Основным условием получения недендритной структуры при ультразвуковой обработке кристаллизующегося расплава считается комплексное воздействие модификаторов зародышевого типа. Вводимая при этом в жидкую ванну слитка ультразвуковая энергия перегревает расплав, сужая зону переохлаждения, а интенсивная кавитационная обработка активирует взвешенные в расплаве частицы примесей и обеспечивает образование большого числа центров кристаллизации.

Важнейшей особенностью полученной в этих условиях структуры является отсутствие дендритного строения зерна. Такое зерно может сформироваться лишь в том случае, если в течение всего времени его роста гладкая сферическая поверхность зерна остается устойчивой, что возможно в условиях малого переохлаждения вблизи поверхности растущего зерна, необходимого только для поддержания кинетики роста.

В случае увеличения переохлаждения на фронте кристаллизации, в результате повышения скорости охлаждения и недостатка готовых центров кристаллизации возникает обычная дентритная структура. При ультразвуковой обработке кристаллизующегося сплава, содержащего модификатор, возникает такое большое число центров кристаллизации, которые могут быть реализованы только при усилении тенденции к переохлаждению.

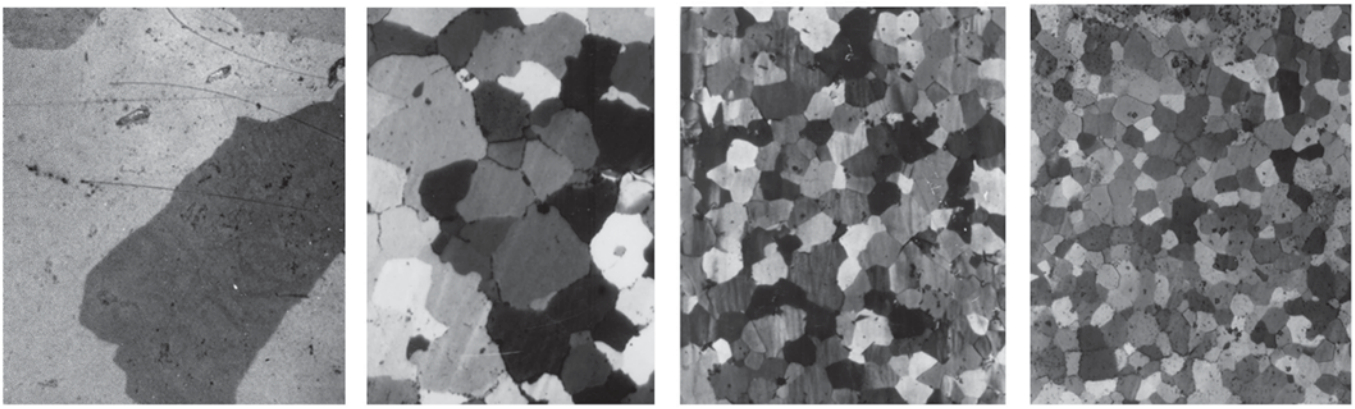
Недендритная структура в слитках сплава 1420 формируется только в присутствии циркония и с тем большей вероятностью, чем выше его содержание и суммарная концентрация лития и магния. В сплаве 1420 гетерогенными зародышами могут быть не только цирконидыалюминия, но и другие неметаллические соединения, образованные литием и магнием.

При увеличении суммарного содержания магния и лития растворимость циркония снижается, что способствует повышению количества цирконидов. Кро-



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Строение изломов слитков диаметром 450 мм сплава 1420 в литом состоянии в зоне со смешанной структурой (*а*), с дендритной структурой (*б*) и в зоне пониженных скоростей кристаллизации (*в*):
а, *б* – ×3000; *в* – ×1500



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 4. Структура слитков сплава 1420 с содержанием циркония 0,05 (*а*), 0,11 (*б*), 0,15 (*в*) и 0,31 % (*г*). ×200

ме того, литий, являясь поверхностно-активным элементом в алюминии, адсорбируется на поверхности гетерогенных частиц, снижая поверхностное натяжение на межфазной границе, тем самым способствует их смачиванию расплавом и превращению в активные зародыши кристаллизации.

Таким образом, в сплаве 1420 выполняется первое условие, необходимое для формирования недендритной структуры – наличие большого числа гетерогенных зародышей, имеющих размерное и структурное соответствие с кристаллизующейся жидкостью.

Вторым условием, обеспечивающим устойчивый рост зерна с гладкой сферической поверхностью, является создание малого переохлаждения вблизи поверхности растущего зерна. Выполнению этого условия способствуют несколько факторов; более высокие значения скрытой теплоты кристаллизации, пониженная теплопроводность образующейся твердой фазы и жидкости, скапливающейся на поверхности раздела твердой и жидкой фаз, обогащенной вследствие дендритной ликвации литием и магнием, т.е. элементами с низким коэффициентом теплопроводности.

Важным фактором, приводящим к сужению зоны переохлаждения, является перемешивание расплава. Конвенция в жидкости может происходить даже при отсутствии температурного градиента, так как обогащенный слой, примыкающий к вертикальной поверхности раздела твердое тело – жидкость, будет по плотности отличаться от всей жидкости. Другой причиной конвенции является образование газовых пузырьков, которые, проходя через жидкость, увлекают с собой часть жидкости. При литье слитков сплава 1420 идет интенсивное выделение водорода в лунке.

Перемешивание расплава способствует сужению зоны переохлаждения. Все перечисленные факторы реализуются в условиях низких скоростей охлаждения слитков сплава 1420, как было установлено в проведенном выше анализе условий охлаждения слитка диаметром 400 мм сплава 1420.

Для сплавов, содержащих магний, литий и цинк, при увеличении концентрации элементов, образующих гетерогенные зародыши (Zr и Sc), и понижении скоростей охлаждения при кристаллизации формируется структура либо в виде мелких слабо развитых дентритов, либо недендритной структуры (рис. 4).

Выводы

1. Выявленная неоднородная картина теплового состояния слитка сплава 1420 при кристаллизации определила условия возникновения в них неоднородной структуры, проявляющейся в макрообъемах в виде зон разной травимости, и в формировании двух типов структур – дендритной и недендритной.

2. Впервые на сплаве 1420 обнаружено, что сплавы, содержащие в определенных количествах поверхностно-активные элементы с пониженной теплопроводностью, склонны к формированию в слитках недендритной структуры без какого-либо физического воздействия на кристаллизующийся расплав.

3. Сплав 1420 отличается наиболее благоприятным сочетанием указанных факторов, что приводит к получению в промышленных условиях слитков с недендритной структурой в 50 %, со смешанной структурой в 28 %, а с дендритной – в 22 % случаев.

4. Получение однородной структуры слитков сплава 1420 может быть достигнуто:

– выравниванием скоростей кристаллизации по сечению слитка путем изменения конструктивных параметров кристаллизаторов и распределительных воронок;

– стабилизацией условий литья;

– выполнением рекомендаций по химическому составу, обеспечивающему получение слитков либо с недендритной структурой при суммарном содержании магния и лития не менее 7,7 % и циркония не менее 0,1 %; либо с дендритной – при суммарном содержании магния и лития не более 6,5 % и циркония не более 0,08 %.

Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Алексей Олегович Крымов, аспирант

УДК 621.74:669.131

В.А. Чайкин *(филиал Московского государственного открытого университета, г. Сафоново),*
А.В. Чайкин *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),*
И.Н. Вольнов *(ЗАО "Русская промышленная компания", г. Москва)*

Исследование процесса позднего модифицирования с использованием моделирования

Моделирование процесса внутриформенного модифицирования в программе FLOW-3D показало эффективность модификатора на основе дисперсных порошков графита и кремния и позволило оптимизировать содержание в нем магния. Опытно-промышленное опробование подтвердило результаты моделирования и позволило внедрить модификатор в производство.

Simulation of the in-mold inoculation process using FLOW-3D program has shown the efficiency of the inoculant on the basis of dispersed graphite and silicon powders and allowed to optimize magnesium content in it. Industrial experiments have confirmed the simulation results and allowed to introduce the inoculant into the production.

Ключевые слова: моделирование; модифицирование; отливки; графит; кремний.

Keywords: simulation; inoculation; castings; graphite; silicon.

Постановка и анализ проблемы. Позднее модифицирование расплава является одним из эффективных методов устранения кромочного отбела в отливках из серого и высокопрочного чугунов. В стальном литье модифицирование в форме измельчает первичное зерно аустенита, уменьшает глубину зоны столбчатых кристаллов, устраняет видманштеттовую структуру, а также уменьшает усадку в отливках.

Для борьбы с перечисленными выше дефектами был разработан универсальный смесевой модификатор, предназначенный для внутриформенной обработки чугунов и сталей. Основной отличительной особенностью материала является высокая дисперсность порошков графита и кремния, которые положены в основу модификатора.

Обязательными условиями решения задачи было сохранение существующих конструкций литниковых систем и равномерное распределение частиц модификатора в отливках. Модификатор предполагалось засыпать в стояк и размещать в зумпфе литейной формы. Равномерность распределения частиц в отливке должна обеспечиваться турбулентностью потока и их высокой дисперсностью.

Известно, что диспергирование препятствует смачиваемости частиц расплавом, поэтому для обеспечения растворимости модификатора в его состав ввели сублимирующие соединения магния. Пузырьки паров магния взрыхляют поверхностные слои модификатора, облегчая проникновение расплава в промежутки между частицами, обеспечивая тем самым их последовательную растворимость [1].

Цель данной работы – определение оптимальной добавки магнийсодержащих элементов для обеспечения растворимости модификатора, проверка равномерности распределения частиц в отливке после внутриформенного модифицирования, а также определение эффективности смеси.

Для достижения цели решались следующие задачи:

1. Моделирование в программе FLOW-3D® процесса внутриформенного модифицирования смесью порошков графита, кремния и магния расплава, заливаемого в литейную форму.
2. Опытно-промышленное опробование эффективности смесевого модификатора.
3. Внедрение разработок в производство.

Результаты исследований и обсуждение. Для моделирования процесса модифицирования была использована технология формы, разработанная в ОАО "Чебоксарский агрегатный завод" [2].

Изучали поведение частиц модификатора, первоначально расположенных в зумпфе литейной формы, которые в процессе заливки переходили в расплав и переносились им в полость литейной формы.

При постановке задачи моделирования исходили из наблюдений следующих нюансов физических процессов, происходящих в реальном процессе заливки формы. При отсутствии в модификаторе соединений магния вынос частиц модификатора из зумпфа потоком расплава практически отсутствует. При попадании первых порций расплава на поверхность модификатора происходит процесс, аналогичный образованию механического пригара в отливках с проникновением расплава в поры между частицами модификатора и его затвердеванием.

Картина изменяется внесением соединений магния, испарения которых сопровождается выделением теплоты испарения и образованием пузырьков, что приводит к разогреву и механическому разрушению образовавшейся на поверхности модификатора корочки металла и выносу частиц модификатора в рас-

плав. Таким образом, соединения магния оказывают двойное влияние на разрушение корочки металла: тепловое и механическое.

При моделировании данную физическую картину упростили. Механическую часть энергии влияния соединений магния (энергия образования пузырьков) заменили на эквивалентную тепловую энергию и таким образом свели задачу исключительно к тепловой. Технически это реализовывалось расположением в зумпфе металла заливаемого расплава с начальной температурой, равной начальной температуре модификатора. Внутри этой порции металла задавались частицы модификатора, которые оказывались как бы вмороженными в металл. Соединения магния моделировались заданием в зумпфе равномерно распределенного источника тепловой энергии, определенной эквивалентной реальному процессу мощности.

Используемый модификатор МКМг19 является смесевым и содержит частицы кремния и графита. В моделировании модификатор принимали состоящим только из частиц кремния с соответствующими соединениями магния.

Частицы моделировали как идеальные сферы с заданными постоянными размером и плотностью без возможности их изменения (роста или растворения) в процессе течения расплава. Диаметр частиц приняли равным 15,1 мкм, что соответствует среднему размеру частиц кремния в модификаторе, плотность частиц – 2,33 г/см^3.

Количество частиц модификатора выбирали из требования содержания в 1 см^3 расплава 10^7 частиц. Моделирование такого огромного количества частиц является неоправданным в смысле эффективного применения вычислительных ресурсов, поэтому при моделировании использовали значительно меньшее (1,15 частиц в 1 см^3), но тоже большое (в масштабе отливки) число частиц.

При моделировании частиц в потоке в программе FLOW-3D® применяли опцию "полного взаимодействия" в системе частица–расплав, т.е. не только поток определяет динамику частиц, но и последние влияют на течение расплава.

В моделировании изучали поведение частиц модификатора в зависимости от содержащихся в нем соединений магния, концентрацию которых варьировали от 0 до 6 %, что соответствовало мощности теплового источника $Q_{ист}$ = 0...2000 Вт. Влияние магния количественно оценивали по кривым изменения количества частиц в отливке (без литниковой системы) в процессе заливки формы (рис. 1).

Моделирование показало, что при отсутствии магния в модификаторе ($Q_{ист}$ = 0 Вт) только ~ 3,5 % частиц переходит из зумпфа в отливку. Отливка оказывается немодифицированной. Добавка в модификатор 3 % Mg ($Q_{ист}$ = 1000 Вт) не решает проблему, так как модификатор растворяется не полностью и в отливке оказывается ~25 % частиц. При введении в модификатор 6 % Mg ($Q_{ист}$ = 2000 Вт) процесс растворения происходит полностью. Все частицы переходят в отливку и равномерно распределяются в ее теле. Только в этом случае можно говорить об эффективном модифицировании.

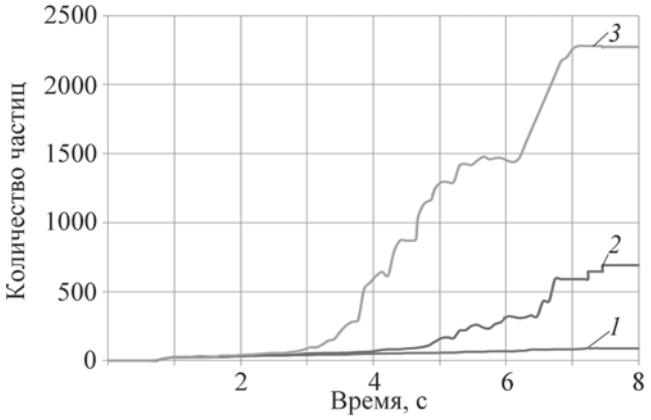


Рис. 1. Изменение количества частиц в отливке в процессе заливки формы:
1 – магний в модификаторе отсутствует, $Q_{ист}$ = 0 Вт; *2* – 3 % Mg, $Q_{ист}$ = 1000 Вт; *3* – 6 % Mg, $Q_{ист}$ = 2000 Вт

Аналогичные закономерности получены для модификатора, состоящего только из частиц графита, т.е. поведение частиц кремния и графита в отливке в процессе заполнения формы аналогичны. Это связано с тем, что оба материала близки по плотности и размерам. Можно утверждать, что выявленные закономерности сохранятся и при использовании смесевого модификатора.

Механизм воздействия вводимых частиц на процесс кристаллизации определяется температурным полем расплава и распределением химических элементов к моменту начала выделения твердой фазы. Температурные и концентрационные флуктуации в отливке при модифицировании в форме распределяются крайне неравномерно, что обусловлено разными темпами охлаждения расплава в центре и на периферии литой заготовки.

Микроучастки, отличающиеся по температуре и химическому составу от основного расплава, оказывают существенное влияние на процесс кристаллизации. Число таких микрозон при применении разрабатываемого модификатора достаточно велико. Температура расплава в этих микроучастках будет значительно ниже температуры окружающего расплава. Следовательно, при достижении основным расплавом температуры ликвидуса отдельные микрозоны могут переохладиться настолько, что в них уже будет происходить выделение твердой фазы. В результате произойдет интенсификация зародышеобразования по всему сечению отливки и переход от направленной кристаллизации к объемной.

Так как коэффициент температуропроводности существенно выше коэффициента диффузии, то и вероятность сохранения концентрационных флуктуаций значительно выше, чем температурных.

В модификаторе преобладают частицы кремния. В соответствии с тройными диаграммами состояния Fe–C–Si концентрация кремния в кристаллах железа меньше, чем в жидкости, таким образом, кристаллизация модифицированных чугуна и стали будет сопровождаться вытеснением кремния перед движущимся фронтом кристаллизации.

В чугунах в зонах, обогащенных кремнием, будет выделяться первичный графит, кроме того будут создаваться условия для образования карбида кремния. Первичный графит, а также SiC, имеющий гексагональную сингонию и форму, – идеальные подложки для зарождения графитной фазы в чугуне, имеющей аналогичную кристаллическую решетку.

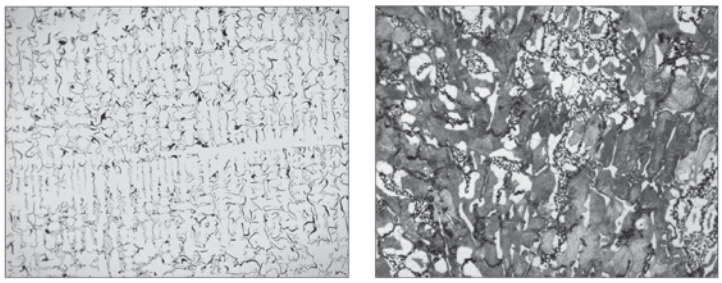
В стали обогащение зон кремнием резко повышает активность углерода, что способствует образованию дополнительных карбидных фаз с близко расположенными карбидообразующими элементами, которые всегда присутствуют в сталях. Немаловажен тот факт, что флуктуации кремния будут дораскислять металл. Образующиеся оксиды кремния и образовавшиеся карбиды других элементов когерентны с решеткой аустенита и служат центрами его кристаллизации, измельчая зерно.

Входящий в состав модификатора магний будет способствовать дальнейшему измельчению структуры стали как поверхностно-активный элемент, что ослабит склонность металла к образованию видманштеттовой структуры и перлитной сетки.

Наиболее важным для данного типа кристаллизации является то, что отвод теплоты от расплава к частицам происходит в течение всего времени затвердевания отливки. Так как интенсивность внутреннего теплообмена значительно выше интенсивности внешнего теплообмена, температурный градиент в каждом микрообъеме не совпадает с преимущественным направлением внешнего теплоотвода в отливке. Это способствует дальнейшему измельчению структуры, разориентировке дендритов, повышает объемность затвердевания.

Сочетание зародышеобразующего действия частиц с благоприятным воздействием на перегрев и скорость кристаллизации способствует эффективному измельчению структуры сплавов, уменьшению (вплоть до полного исчезновения) зоны столбчатой кристаллизации. Объемная кристаллизация способствует снижению усадочных явлений, что особенно важно для отливок из стали и заготовок из ЧШГ.

Для подтверждения результатов моделирования провели испытания разработанного модификатора в условиях действующего производства. Эксперименты с серым и высокопрочным чугуном осуществляли в ОАО "АВТОВАЗ". Отливки – 2101-1601093 "диск сцепления нажимной" из серого чугуна перлитного класса марки Gh190 в силу своих конструктивных особенностей всегда имеет кромочный отбел (рис. 2). Ковшовое модифицирование чугуна ферросилицием ФС75 и ФС65Ба4, а также модификаторами зарубежного производства фирмы "Элкем" не устраняло этот брак, поэтому отливки отжигали.

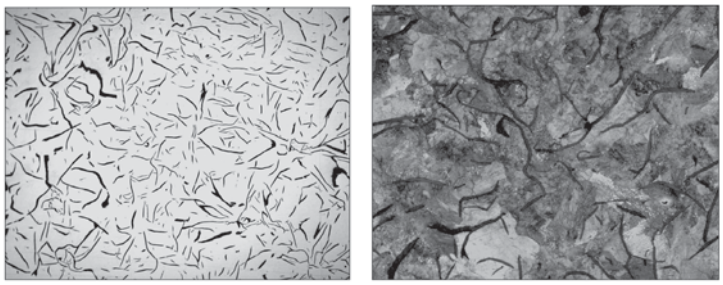


а) *б)*

Рис. 2. Микроструктура немодифицированной в форме отливки:
а – не травлено: ПГд (15, 25) – ПГр (4, 8) – ПГ10 (×100); *б* – травлено: цементит (×400)

Для устранения кромочного отбела провели модифицирование отливок в форме модификатором МКМг19.

Результаты экспериментов показали высокую эффективность модификатора МКМг19. Уже при добавках в форму модификатора 0,05 % от ее металлоемкости отбеленный слой, достигавший в немодифицированной отливке 5 мм, уменьшился на 90 %. При вводе в форму 0,1 % модификатора отбел в отливке устранен полностью, обеспечена благоприятная микроструктура и твердость (рис. 3). Такая величина добавки модификатора оптимальна для серого чугуна.

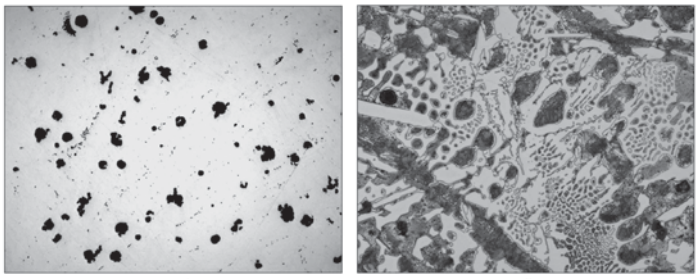


а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура отливки, модифицированной в форме 0,1 % МКМг19:
а – не травлено: ПГф(1, 2) – ПГд(45, 90) – ПГр (3, 1) – ПГ(10, 12) (×100); *б* – травлено: перлит (×400)

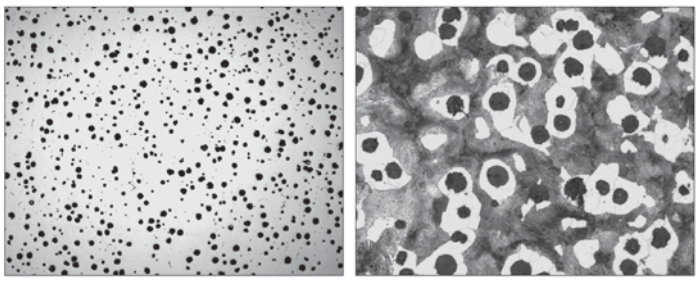
Оптимальное количество модификатора для внутриформенного модифицирования высокопрочного чугуна определяли на проблемной отливке 12101-3103015 "ступица переднего колеса" из высокопрочного чугуна марки ВЧ 50, кристаллизующейся с отбелом (рис. 4).

Чугун модифицировали в ковше никель-магниевой лигатурой при температуре расплава 1490 °С. Количество смесевого модификатора МКМг19 изменяли от 0,05 до 0,2 % от металлоемкости формы. Эксперименты показали, что оптималь-



а) б)

Рис. 4. Микроструктура немодифицированного в форме чугуна:
а – не травлено: ШГф3 – ШГд90 – ШГ2 – ШГр2 (×100); *б* – травлено: 100 % ледебурита (×400)



а) б)

Рис. 5. Микроструктура чугуна, модифицированного в форме 0,15 % МКМг19:
а – не травлено: ШГф5 – ШГд15 – ШГ12 – ШГр2 (×100); *б* – травлено: П55 – Ф45 – Ц0 (×400)

ной добавкой модификатора следует считать 0,15 % МКМг19. В данном случае отбел в отливках устраняется полностью и обеспечивается требуемый комплекс механических свойств (рис. 5).

Эффективность внутриформенного модифицирования МКМг19 определяли на отливках из стали 110Г13Л, которая наиболее склонна к транскристаллизации, ликвации и усадке. Конструктивные особенности отливки 74-34-501 "звено гусеницы" делают ее наиболее восприимчивой к усадочным раковинам в перемычке звеньев между цевкой заднего хода и беговой дорожкой.

Оптимальную добавку модификатора определяли в сталелитейном цехе ОАО "Чебоксарский агрегатный завод". В форме находятся четыре отливки. Подвод металла к ним односторонний в полотно отливок, что обеспечивает минимальную металлоемкость литниковой системы. Однако при этом через узкое сечение перемычек проходит значительное количество металла. Это вызывает местный перегрев, что увеличивает склонность к транскристаллизации и образованию пор усадочного происхождения (рис. 6).

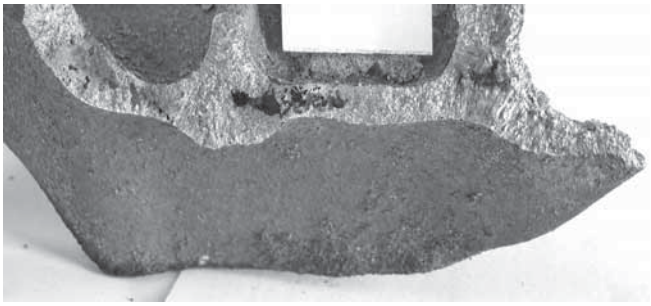


Рис. 6. Излом немодифицированной отливки

В условиях сталелитейного цеха ОАО "Чебоксарский агрегатный завод" оптимальной оказалась добавка в форму 0,2 % модификатора МКМг19 от ее металлоемкости. Количество пор и раковин в отливке сократилось на 80 %, устранена транскристаллизация, получены благоприятная микроструктура и механические свойства стали (рис. 7). Прочность на изгиб литого модифицированного трака увеличилась на 4,89 %.

Эффективность внутриформенного модифицирования проверяли на отливке 08.35505.29.00005У "зуб ковша". Конструктивные особенности этой отливки обусловливают получение усадочной раковины и транскристаллитной структуры в наиболее нагруженном месте, что приводит к поломке зубьев на экскаваторах, а иногда и в литом состоянии при выбивке, обрубке и траспортировке отливок к печам отжига.

Модифицирование стали в литейной форме разработанным модификатором МКМг19 в количестве 0,2 % от металлоемкости уменьшило протяженность усадочной раковины в 4,5 раза, резко снизило величину зоны столбчатых кристаллов (рис. 8). Получена более благоприятная микроструктура стали и, как следствие, ее ударная вязкость выросла на 39,8 %, а износостойкость – на 34,4 %.

Таким образом, подтверждены результаты моделирования и эффективность модификатора, что позволило внедрить модификатор в производство.

Модификатор МКМг19 внедрен на Ярославском электромашиностроительном заводе для внутриформенного модифицирования сложных тонкостенных корпусов электродвигателей для исключения кромочного отбела и ликвидации операции их отжига. Модификатор засыпается в зумпф литейной формы в количестве 0,05 % от ее металлоемкости. ТОО "ПФ КАСТИНГ" (г. Павлодар) модифицирует в форме сме-

Рис. 7. Макроструктура отливки, модифицированной в форме модификатором в количестве 0,2 % от ее металлоемкости

а) б)

Рис. 8. Результаты эксперимента с отливкой "зуб ковша":
а – излом немодифицированной отливки; *б* – излом отливки, модифицированной МКМг19 в количестве 0,2 % от металлоемкости формы путем засыпки в стояк

севым модификатором стальные отливки, благодаря чему снижена склонность к усадке, увеличена трещиноустойчивость, измельчено зерно и повышены механические свойства стали. Суммарный экономический эффект составил свыше трех миллионов рублей.

Заключение. Моделирование процесса внутриформенного модифицирования позволило оптимизировать химический состав смесевого дисперсного модификатора и подтвердило равномерность его распределения в отливке за счет дисперсности и турбулентности потока расплава.

Опытно-промышленное опробование подтвердило высокую эффективность модификатора и результаты моделирования.

Модификатор внедрен в производство с экономическим эффектом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковалевич Е.В.** Теоретические основы и практика получения чугуна с шаровидным графитом мелкодисперсными модификаторами: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: ЦНИИИТМАШ, 1996. 34 с.

2. **Чайкин В.А., Вольнов И.Н., Чайкин А.В.** Использование моделирования и методов математической статистики для анализа процесса модифицирования чугуна // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 4. С. 3–8.

Владимир Андреевич Чайкин, канд. техн. наук, sro_ral@mail.ru;
Андрей Владимирович Чайкин, аспирант;
Илья Николаевич Вольнов, канд. техн. наук

УДК 621.791.75.042:004.4

Зорин И.В., Дубцов Ю.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И.
(Волгоградский государственный технический университет)

Автоматизированное проектирование композиционных проволок для сварки и наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений*

Представлен алгоритм и дано описание программы компьютерного проектирования композиционной сварочной проволоки. Рассмотрен расчет проволоки, обеспечивающей в наплавленном металле легированный сплав на основе алюминида никеля. Показано, что разработанная программа AlMe-WireLaB позволяет спроектировать технологически надежную композиционную проволоку для сварки и наплавки жаропрочных сплавов.

The algorithm and description of computer-aided design program composition of welding wire are presented. The calculation of the wire providing in weld metal alloyed alloy based on nickel aluminide is considered. It is shown that the developed program AlMe-WireLaB allows to design technologically robust composite wire for welding and surfacing of high-temperature alloys.

Ключевые слова: композиционная проволока; сварка; наплавка; интерметаллические соединения; компьютерное проектирование.

Keywords: composite wire; welding; surfacing; intermetallic compounds; computer-aided design.

В настоящее время жаропрочные сплавы на основе интерметаллических соединений успешно применяются для изготовления деталей и узлов ГТД, обладающих небольшой удельной массой, высокой коррозионной стойкостью и удельной прочностью в интервале температур 800...1200 °С [1]. Эксплуатация таких изделий связана с необходимостью восстановления изношенных участков, для чего применяют пайку и сварочные процессы с концентрированными источниками энергии [2, 3]. Однако возможность исполь-

* Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта № 16.740.11.0017 Министерства образования и науки РФ.

зования технологически более гибких дуговых процессов в защитных газах сдерживается из-за отсутствия присадочных и электродных проволок для сварки и наплавки сплавов на основе Ni_3Al, а также методик расчета их состава.

Разработанные в РФ методики проектирования композиционных проволок для наплавки сплавов на основе меди [4] и алюминидов [5] базируются на известной зависимости их химического состава от размеров исходных составляющих: проволочных компонентов, металлических лент и порошков. Это усложняет варьирование состава таких проволок и обусловливает трудоемкость расчета.

Целью настоящей работы является разработка методики и программы автоматизированного расчета композиционной проволоки, обеспечивающей в процессе сварки и наплавки высококачественный металл на основе легированного алюминида никеля Ni_3Al.

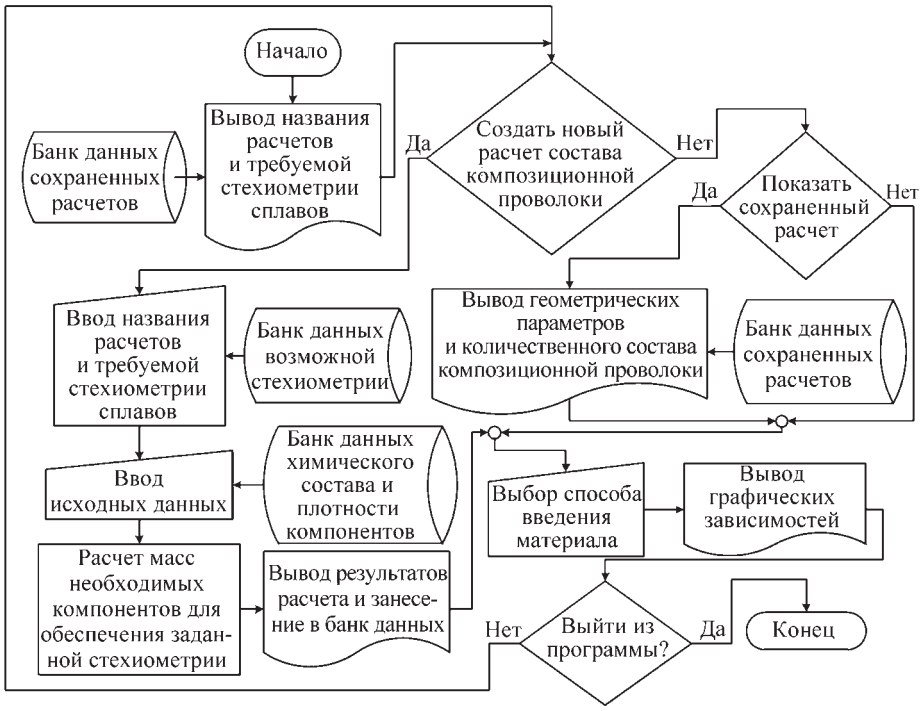


Рис. 1. Алгоритм проектирования композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе алюминидов

Материалы и методы исследования. Проектирование композиционных проволок для наплавки сплавов на основе алюминидов никеля проводили из условия обеспечения их технологической надежности и качественного рулонирования после однократного волочения. Сварочно-технологические свойства экспериментальных композиционных проволок контролировали путем записи осциллограмм сварочного тока и напряжения на дуге в процессе наплавки контрольных образцов.

Оболочку композиционной проволоки диаметром 3,0 мм формировали из никелевой ленты марки НП-2 (ГОСТ 2170) шириной 8 мм и толщиной 0,6 мм. В составе наполнителя применяли проволоки алюминия Св-А99 диаметром 1,4 мм, молибдена МЧ и вольфрама ВА диаметрами 0,5 мм, ленту из тантала шириной 1,5 мм и толщиной 0,05 мм, а также порошки хрома алюмотермического и циркония. Расчет вели из условия получения наплавленного металла следующего состава, % мас.: 0,2...0,4 C; 3,0...3,2 W; 2,5...3,0 Mo; 1,8...2,0 Zr; 4,1...4,4 Cr; 1,8...2,0 Ta; 10,5...11,2 Al; Ni – остальное.

Экспериментальные наплавки на сталь 20 проводили с использованием композиционной проволоки в качестве присадочного и электродного материалов. В первом случае проволоку подавали в дугу, горящую с неплавящегося электрода в гелии, а во втором – применяли постоянный ток (плюс на электроде) и обеспечивали защиту сварочной ванны аргоном.

Описание программного обеспечения AlMe-WireLaB. Алгоритм расчета композиционной проволоки реализуется в два этапа (рис. 1).

На первом этапе определяют химический состав композиционной проволоки в массовых процентах и затем проводят его перерасчет с учетом коэффициентов перехода легирующих компонентов и обеспечения стехиометрического соотношения между элементами, входящими в интерметаллическое соединение.

На втором этапе определяют геометрические параметры компонентов и уточняют состав композиционной проволоки, исходя из анализа ее поперечного сечения в обжатом состоянии.

Разработанный алгоритм реализован в программе AlMe-WireLab [6], позволяющей автоматизировать расчеты составов композиционных проволок. Расчет с использованием программы начинают с выбора типа интерметаллического соединения (рис. 2, *а*), после чего в основном рабочем окне программы (рис. 2, *б*) задают химический состав исходных материалов и их геометрические параметры. При этом применяют встроенную базу данных физических свойств исходных материалов, которую можно дополнить любым компонентом.

В программе предусмотрена возможность введения исходного материала в виде металлических порошковых или проволочных компонентов двух типов: "неле-

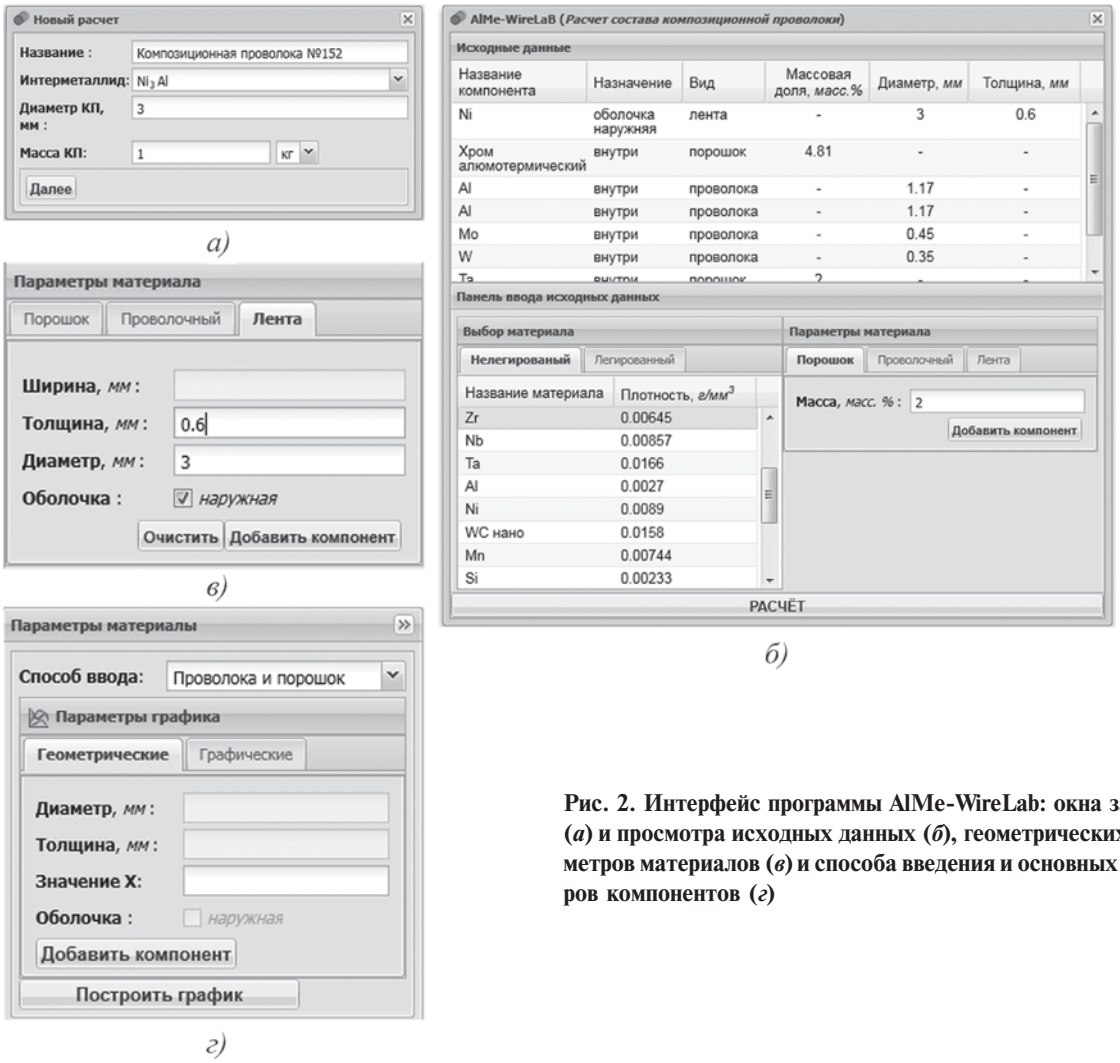


Рис. 2. Интерфейс программы AlMe-WireLab: окна задания (*а*) и просмотра исходных данных (*б*), геометрических параметров материалов (*в*) и способа введения и основных размеров компонентов (*г*)

гированный", состоящий из одного металла, и "легированный", представляющий легированные порошки, проволоки и ленты.

После задания типов материалов вводят с учетом коэффициентов перехода в наплавленный металл значения их содержания, а также – размеры. Для проволочных компонентов задают их диаметры, а для компонентов в виде лент – их толщину и ширину (рис. 2, *в*). При необходимости введения компонентов в виде трубок задают их наружный диаметр и толщину стенки. Для порошков задают значения их массового содержания.

Конфигурирование расчетного состава композиционной проволоки осуществляют путем выбора способов введения исходных компонентов в состав проволоки. Они заключаются в одном случае в использовании проволок и порошков, а в другом – сформованной из ленты трубчатой оболочки и порошка, а также ленты и порошка.

Например, при выборе варианта "проволока и порошок" (рис. 2, *г*) программа выводит графическую зависимость массы вводимого проволочного компонента от его диаметра и зависимость массы порошка от массы проволочного компонента.

Методика расчета композиционной проволоки, реализуемая программой. Расчет ведут исходя из требуемой массы проволоки, заданного диаметра и площади ее поперечного сечения с тем отличием от методики [7], что отношение толщины оболочки к ее наружному диаметру является функцией, зависящей от стехиометрического соотношения k_c между массами элементов, входящими в интерметаллическое соединение. Если такое соединение состоит из двух элементов, то коэффициент k_c можно представить как соотношение:

$$\frac{M^{н}_{Me_1} + M^{л}_{Me_1}}{M^{н}_{Me_2} + M^{л}_{Me_2}} = k_c, \qquad (1)$$

где $M^{н}_{Me_1}$, $M^{н}_{Me_2}$ – массы, необходимые для обеспечения стехиометрического соотношения между первым

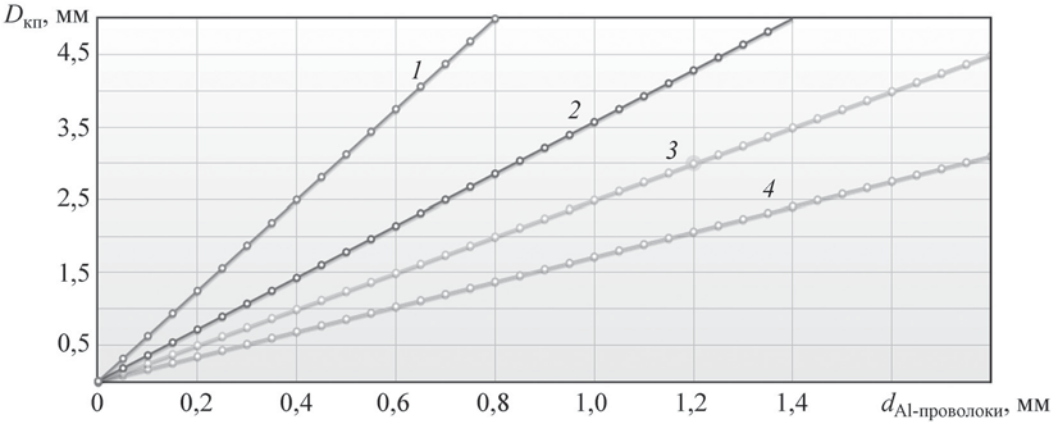


Рис. 3. Зависимости диаметра композиционной проволоки $D_{КП}$ от диаметра $d_{Al\text{-}проволоки}$ и числа n проволочных компонентов:
1 – 4; *2* – 3; *3* – 2; *4* – 1

и вторым элементами соответственно; $M^{л}_{Me_1}$, $M^{л}_{Me_2}$ – массы первого и второго элементов соответственно, содержащиеся в составе легирующих материалов.

Расчет масс необходимых компонентов ведут из условия обеспечения заданного химического состава в любом поперечном сечении композиционной проволоки, что при ее расплавлении в дуге способствует высокой однородности наплавленного металла или сварного шва. Если всю площадь поперечного сечения композиционной проволоки $S_о$ принять за 100 %, то долевое участие площадей $S^{н}_{Me_1}$, $S^{н}_{Me_2}$ элементов интерметаллического соединения в $S_о$, будет определяться из формулы

$$S^{н}_{Me_2} = \frac{(S_о - S_л)\rho_{Me_1}}{k_с \rho_{Me_2} + \rho_{Me_1}} - S^{л}_{Me_2}; \qquad (2)$$

$$S^{н}_{Me_1} = S_о - S_л - S^{н}_{Me_2} - S^{л}_{Me_2} - S^{л}_{Me_1}, \qquad (3)$$

где $S^{л}_{Me_1}$, $S^{л}_{Me_2}$ – площади элементов интерметаллического соединения, занимаемые ими в составе легирующих материалов; $S_л$ – общая площадь всех легирующих элементов без учета площадей $S^{н}_{Me_1}$ и $S^{н}_{Me_2}$; ρ_{Me_1}, ρ_{Me_2} – плотности элементов интерметаллического соединения.

По найденным значениям площадей $S^{н}_{Me_1}$, $S^{н}_{Me_2}$ и известным значениям плотности компонентов вычисляют массу каждого компонента проектируемой композиционной проволоки.

Если при расчете состава проволоки, обеспечивающей в наплавленном металле алюминид никеля, элемент Me_1 вводится через никелевую трубчатую оболочку, имеющую диаметр $D_{КП}$, а элемент Me_2 – в виде проволочного компонента d_{Me_2}, то зависимость их диаметров выражается уравнением:

$$D_{КП} = d_{Me_2}\sqrt{\left(\frac{1-\sum_{i=1}^{n} m_i}{\left(\frac{1}{k_с}+1\right)\rho_{Me_1}} + \sum_{i=1}^{n}\frac{m_i}{\rho_i}\right)\frac{k_с+1}{1-\sum_{i=1}^{n}\frac{m_i}{\rho_i}}\rho_{Me_2}+1}, \qquad (4)$$

где m_i, ρ_i – массовая доля и плотность легирующих элементов.

Графической интерпретацией уравнения (4) является номограмма (рис. 3), по которой для заданного диаметра композиционной проволоки можно выбрать число алюминиевых проволочных компонентов и их диаметры.

Исследование поперечного сечения (рис. 4) готовой композиционной проволоки показало хорошую сходимость расчетных и экспериментальных значений площадей и масс проволочных и порошковых компонентов наполнителя, что обусловливает хорошую герметизацию композиционной проволоки после однократного обжатия при высокой плотности

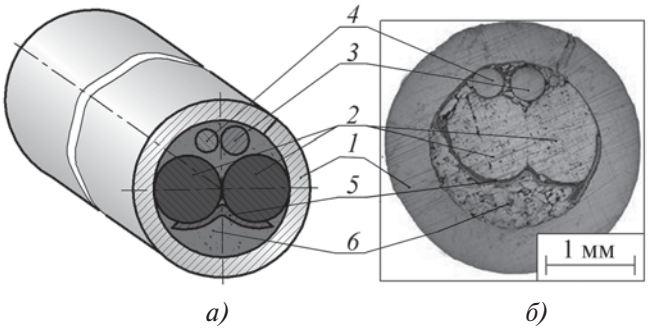


Рис. 4. Расчетное (*а*) и экспериментальное (*б*) поперечное сечение проволоки:
1 – никелевая лента; *2* – алюминиевые проволоки; *3* – молибденовая проволока; *4* – вольфрамовая проволока; *5* – танталовая фольга; *6* – смесь порошков циркония и хрома

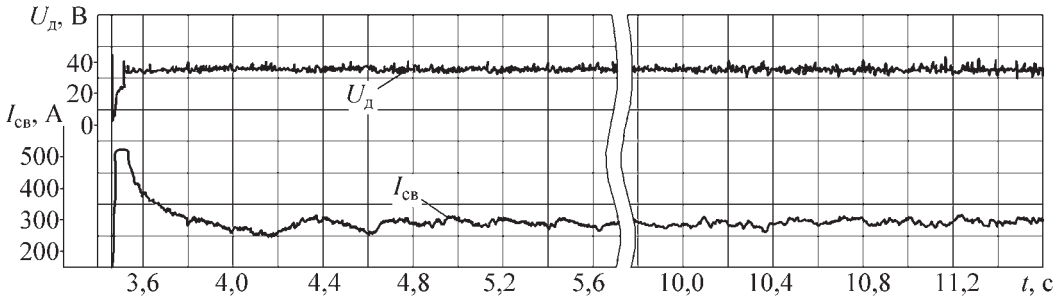


Рис. 5. Осциллограмма процесса дуговой наплавки с использованием разработанной композиционной проволоки

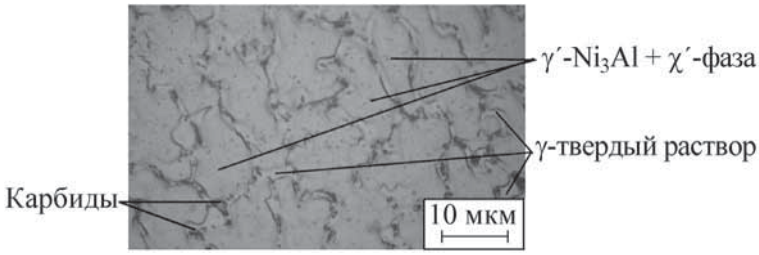


Рис. 6. Структура наплавленного металла на основе алюминида никеля

стыкового соединения кромок оболочки по длине проволоки.

В процессе дуговой наплавки с использованием разработанной композиционной проволоки электрические параметры режима (ток $I_{св}$ и напряжение дуги $U_д$) стабильные (рис. 5), короткие замыкания отсутствуют, что свидетельствует об относительно равномерной плотности сварочного тока по ее сечению.

Структура хорошо сформированного наплавленного металла состоит из дендритообразного γ'-Ni_3Al твердого раствора, неупорядоченного твердого раствора алюминия в никеле, а также многочисленных карбидных фаз различного состава и происхождения (рис. 6). Сварочных дефектов в наплавленном металле не обнаружено, что подтверждает высокое качество композиционной проволоки.

Вывод. Разработанная методика позволяет рассчитать состав и конструкцию композиционной проволоки, обеспечивающих при электродуговой сварке качественное формирование и заданный химический состав жаропрочного наплавленного металла на основе легированного Ni_3Al.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А.** Литейные конструкционные сплавы на основе алюминида никеля // Двигатель. 2010. № 4. С. 22–26.

2. **CAY Vedat Veli, OZAN Sermin.** Superalloys and application areas // Doğpu Anadolu Bölgesi Arastirmalari. 2005.

3. **Малый А.Б., Бутенко Ю.В., Хорунов В.Ф.** Свариваемость высоколегированных термоупрочняемых сплавов на никелевой основе // Автоматическая сварка. 2005. № 5. С. 24–27.

4. **Гавров Е.В.** Композиционные полиметаллические электродные проволоки // Автоматическая сварка. 2000. № 8. С. 10–12.

5. **Цурихин С.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И.** Расчет состава композиционной проволоки для наплавки жаропрочного сплава на основе алюминида никеля Ni_3Al // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 4. С. 41–44.

6. **Программное** обеспечение расчета конструкции и состава композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений AlMe WireLab – 1 / Ю.Н. Дубцов, И.В. Зорин, С.Н. Цурихин, Г.Н. Соколов // Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2010616144. М.: РОСПАТЕНТ, 17.09.2010.

7. **Иоффе И.С., Зеленова В.И.** К вопросу выбора конструкции сечения порошковой проволоки // Сварочное производство. 1986. № 12. С. 2–3.

Илья Васильевич Зорин, канд. техн. наук,
naplavka34@gmail.com;
Юрий Николаевич Дубцов, аспирант;
Геннадий Николаевич Соколов, д-р техн. наук;
Владимир Ильич Лысак, д-р техн. наук

УДК 621.735.2

Майстров Ю.В., Белокуров О.А.
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Экспериментальные исследования и оптимизация операции гибки при штамповке коленчатых валов

Рассмотрены вопросы формоизменения и распределения волокнистого строения по сечению заготовки при заготовительной операции гибки для последующей штамповки коленчатых валов. На основе экспериментальных исследований проведена оптимизация процесса гибки с применением метода факторного планирования и разработаны регрессионные зависимости, позволяющие опередить оптимальные значения размеров заготовки (диаметры заготовки и шейки вала) и технологических параметров процесса (ход деформирования, радиусы скруглений кромок матрицы и вставок). Такие исследования позволят проектировать технологические процессы горячей объемной штамповки поковок коленчатых валов с направленным распределением волокнистого строения, что может повысить резервы работоспособности изготовляемых деталей.

The problems of forming and distribution of the fibrous structure on cross section of the billet during bending for subsequent forging of crankshafts are considered. On the basis of experimental studies the optimization of bending process using the method of factorial planning is performed and regression dependences allowing to outstrip the optimal values of workpiece size (diameters of workpiece and shaft journal) and process parameters (the deformation, radiuses of edges rounding of matrix and inserts) are developed. Such studies would allow to design processes of hot forging forged crankshafts with its directional distribution of the fibrous structure, which can increase efficiency reserves manufactured parts.

Ключевые слова: коленчатый вал; шатунные шейки; гибка заготовительная.

Keywords: crankshaft; crankpins; bending.

При объемной штамповке коленчатых валов в плоскости разъема штампов появляется облой. Облой выходит на поверхность поковки перпендикулярно к этой поверхности. Такое расположение волокон на участках шатунных и коренных шеек поковки вала приводит к быстрому износу и дальнейшему разрушению вала при работе [1].

Поэтому для решения данной проблемы целесообразно проводить деформирование поковки в местах шатунных шеек (наиболее нагруженных) без истечения металла в облой. Этого возможно достичь при использовании метода гибки с замыканием шатунных шеек в процессе деформирования [2].

Схема процесса на примере гибки одного колена коленвала приведена на рис. 1.

Общий вид рабочих инструментов показан на рис. 2.

Цилиндрическую заготовку диаметром *D* с предварительно сформированной (накатанной) шейкой диаметром *d* устанавливают в штамп, состоящий из верхней *1* и нижней *2* матриц и неподвижной *3* и подпружиненной *4* зажимных вставок. На первом этапе происходит замыкание шейки вала силовыми вставками по диаметру *d*, после чего начинается процесс гибки. Большое значение при этом имеют радиусы на кром-

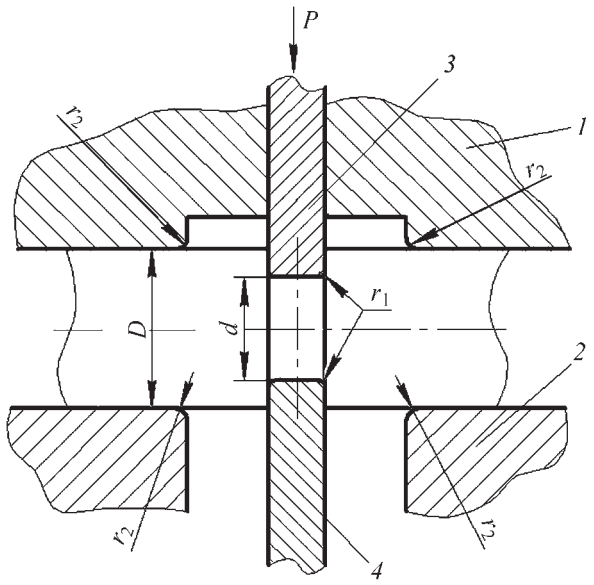


Рис. 1. Схема процесса гибки

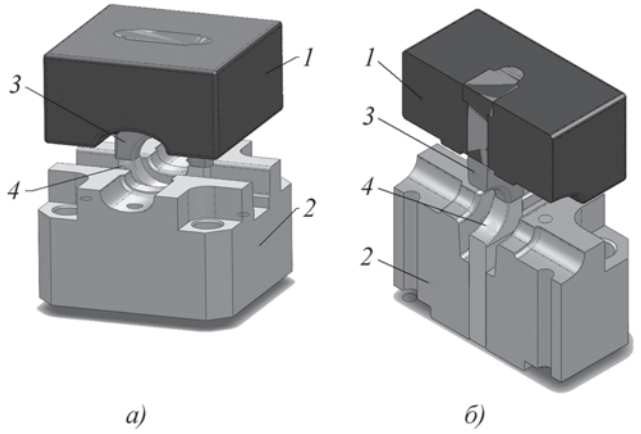


Рис. 2. Общий вид инструментов:
а – вид; *б* – разрез

ках матрицы r_2 и вставок r_1. На рис. 3 приведен вид получаемой заготовки.

Однако на этапе предварительных экспериментов в процессе гибки происходили срез заготовки по шатунной шейке и значительное искажение шейки вала.

Задачи исследования – выявление относительных величин, определяющих искажение волокон макроструктуры в поковке, а также стабильность протекания процесса гибки и разработка математических моделей процесса гибки. Математические модели позволят в дальнейшем определить возможность применения данной технологии для проведения штамповки поковок коленчатых валов на этапе проектирования техпроцесса.

Для оптимизации процесса и выявления технологических параметров использовали метод факторного планирования эксперимента.

Основной целью исследования с помощью методов планирования экспериментов является выявление общих закономерностей исследуемого процесса, зависимость его протекания от различных параметров и факторов, оценка возможного влияния этих факторов на свойства получаемых изделий, а также выявление определенных закономерностей процесса и соотношения параметров и факторов для получения изделия с заранее заданными свойствами.

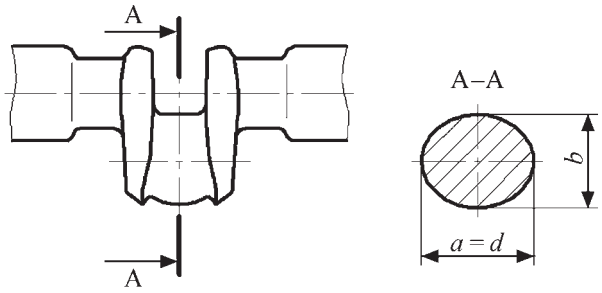


Рис. 3. Вид заготовки после гибки и сечение шейки вала

1. Варьируемые факторы в относительных величинах

Номер фактора x_i	Фактор	Относительное значение
1	r_2/D	0,018
		0,036
		0,071
2	r_1/D	0,018
		0,036
		0,071
3	d/D	0,5
		0,642
		0,821
		1
4	h/D	0,189
		0,357
		0,536

Для проведения оптимизации процесса гибки с использованием метода факторного планирования эксперимента была составлена матрица плана эксперимента [3]. В качестве независимых факторов, влияющих на проведение процесса, были приняты:

X_1 – радиус гибки на матрице r_2; X_2 – радиус гибки на зажимных вставках r_1; X_3 – диаметр шейки кривошипа вала d; X_4 – радиус кривошипа h (эксцентриситет, ход деформирования).

Факторы X_1, X_2, X_4 варьируются на трех уровнях, фактор X_3 варьируется на четырех уровнях. Для расширения применимости результатов исследования значения исходных данных переведены в относительные, безразмерные величины (табл. 1). Для этого все факторы поделены на основной диаметр заготовки (D = 28 мм).

В проводимом исследовании из стандартного плана $4^4//16$ необходимо составить план $4{\cdot}3^3//16$ (табл. 2). С помощью переводных формул делаем преобразования. Для каждого r-го преобразования коэффициент эффективности Ψ_r выбирается в соответствии с выбранными переводными формулами. При тождественном преобразовании $\Psi_r = 1$.

Для осуществления экспериментов по разработанному плану были изготовлены сменные полуматрицы и зажимные вставки. На рис. 4 показан вид экспериментального штампа.

Эксперименты проводили на прокованных свинцовых заготовках, моделируя тем самым горячую штамповку стали [4]. Для получения максимального коэффициента трения заготовки обезжиривали ацетоном.

Результаты экспериментов сведены в табл. 3, где за результат опыта в случае наличия разрушения принято значение "1" и в случае отсутствия разрушения – значение "0".

2. Матрица плана $4 \cdot 3^3//16$ в натуральном масштабе

Номер опыта	r_2/D	r_1/D	d/D	h/D
1	0,018	0,018	0,500	0,179
2	0,036		0,821	
3	0,071		1,000	0,536
4	0,018		0,643	0,357
5		0,036	0,821	0,536
6	0,036		0,500	0,357
7	0,071		0,643	0,179
8	0,018		1,000	
9		0,071		0,357
10	0,036		0,643	0,536
11	0,071		0,500	0,179
12	0,018		0,821	
13		0,018	0,643	
14	0,036		1,000	
15	0,071		0,821	0,357
16	0,018		0,500	0,536

3. Результаты экспериментов

Номер опыта	Факторы варьирования в относительных величинах				Наличие разрушения
	r_2/D	r_1/D	d/D	h/D	
1	0,018	0,018	0,500	0,179	0
2	0,036		0,821		0
3	0,071		1,000	0,536	0
4	0,018		0,643	0,357	1
5		0,036	0,821	0,536	0
6	0,036		0,500	0,357	1
7	0,071		0,643	0,179	0
8	0,018		1,000		0
9		0,071		0,357	0
10	0,036		0,643	0,536	1
11	0,071		0,500	0,179	0
12	0,018		0,821		0
13		0,018	0,643		0
14	0,036		1,000		0
15	0,071		0,821	0,357	0
16	0,018		0,500	0,536	1

По результатам экспериментов построена математическая модель зависимости разрушения заготовки в процессе гибки от технологических параметров:

$$y = -1{,}254\frac{d}{D} + 1{,}52\frac{h}{D} - 4{,}666\frac{r_2}{D} + 0{,}829, \qquad (1)$$

где y – отклик математической модели.

Откликом данной модели является значение от 0 до 1, причем значению отклика $y = 1$ соответствует разрушение (срез шейки) образца.

Задавая предельное значение отклика модели 0,6 (минимальное расчетное значение y, при котором происходит разрушение, опыт № 4), были выделены

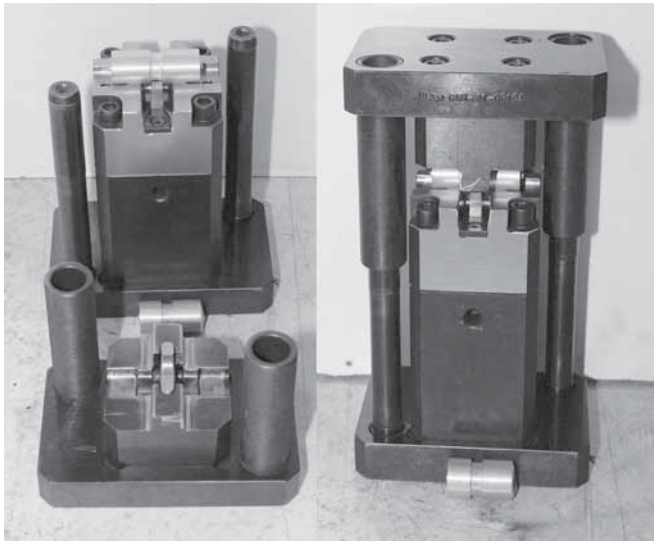


Рис. 4. Экспериментальный штамп с установленной заготовкой

области критических значений относительного диаметра шейки d/D и относительного радиуса кривошипа h/D, при которых выполняют гибку на различных относительных радиусах гибки r_2/D без наличия дефектов в поковке (рис. 5). Область допустимых значений выделена темным цветом.

Поскольку в процессе гибки происходит искривление заготовки в местах шатунных шеек, необходимо точно знать количественное значение перераспределения металла в шейках для дальнейшей укладки заготовки в окончательный ручей и полного заполнения гравюры штампа при окончательной штамповке коленвала.

Для количественного определения перераспределения металла в шейках коленвала в зависимости от технологических параметров гибки (факторов варьирования) была замерена площадь поперечного сечения S шейки по оси симметрии. Для расчета площади сечение шейки было представлено в виде эллипса с главными осями: большей – a, меньшей – b (см. рис. 3):

$$S = \pi\frac{a}{2}\frac{b}{2}. \qquad (2)$$

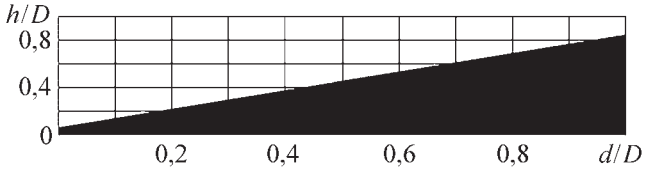


Рис. 5. Диаграмма допустимых значений относительного диаметра шейки d/D и относительного радиуса кривошипа h/D при относительном радиусе скругления кромок матрицы r_2/D = 0,071

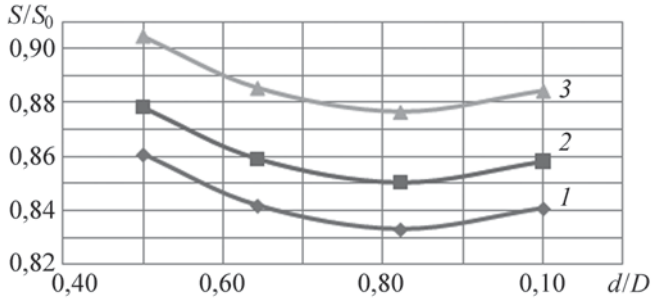


Рис. 6. Зависимости относительной площади сечения шейки вала S/S_0 от относительного диаметра заготовки d/D при относительном эксцентриситете h/D = 0,536:
1 – r_2/D = 0,071, r_1/D = 0,071; *2* – r_2/D = 0,036, r_1/D = 0,036; *3* – r_2/D = 0,018, r_1/D = 0,018

Для унифицирования полученных данных вычисляли относительную площадь сечения, представляющую собой отношение фактической площади S к площади сечения шейки исходной заготовки S_0, определяемой по формуле

$$S_0 = \pi \frac{d^2}{4}. \quad (3)$$

Результаты измерения образцов и относительная площадь сечения шейки вала приведены в табл. 4.

Математическая модель зависимости площади поперечного сечения шейки образца от технологических параметров в натуральном масштабе имеет вид:

$$\frac{S}{S_0} = 0{,}26\left(\frac{d}{D}\right)^2 - 0{,}43\frac{d}{D} + 0{,}77\left(\frac{h}{D}\right)^2 - \\ -0{,}82\frac{h}{D} - 0{,}26\frac{r_1}{D} - 0{,}61\frac{r_2}{D} + 1{,}29. \quad (4)$$

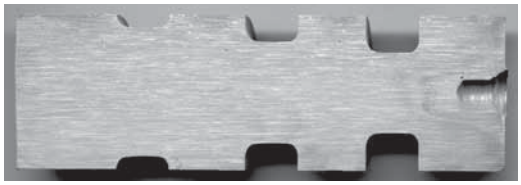


Рис. 7. Макроструктура исходной заготовки

По математической модели построены зависимости относительной площади сечения шейки вала, получаемой после гибки, от относительного диаметра предварительно накатанной шейки при значении относительного эксцентриситета вала h/D = 0,536 (рис. 6).

Главной особенностью представленного процесса гибки является получение заданного распределения волокон макроструктуры в поковке для получения увеличенного срока эксплуатации детали, так как коленчатый вал в составе любого механизма является высоконагруженной деталью. Увеличения срока эксплуатации коленчатого вала возможно добиться в результате повышения стойкости на истирание в шатунных шейках вала, которые являются наиболее изнашиваемыми частями вала.

Для выявления распределения волокон макроструктуры в поковках использовали образцы из алюминия марки АД0 с последующим травлением разрезанных вдоль оси образцов.

Макроструктура в исходной заготовке из алюминия АД0 показана на рис. 7.

В результате экспериментов (рис. 8) был определен угол наклона макроволокон γ относительно образую-

4. Результаты измерения образцов и относительная площадь сечения шейки вала

Факторы варьирования в относительных величинах					Экспериментальные данные		Относительная площадь S/S_0
Номер опыта	r_2/D	r_1/D	d/D	h/D	$a \times b$, мм	S, мм^2	
1	0,018	0,018	0,500	0,179	14×13,2	145,12	5,18
2	0,036		0,821		23×22,4	404,63	14,44
3	0,071		1,000	0,536	28×23,9	525,52	18,76
4	0,018		0,643	0,357	18×16,6	234,64	8,38
5		0,036	0,821	0,536	23×18,8	339,56	12,12
6	0,036		0,500	0,357	14×12,1	133,02	4,75
7	0,071		0,643	0,179	18×17,5	247,36	8,83
8	0,018		1,000		28×27,3	600,28	21,43
9		0,071		0,357	28×25	549,71	19,63
10	0,036		0,643	0,536	18×14,7	207,79	7,42
11	0,071		0,500	0,179	14×13,5	148,42	5,30
12	0,018		0,821		23×22,2	400,97	14,32
13		0,018	0,643		18×17,7	250,19	8,93
14	0,036		1,000		28×27,2	598,08	21,36
15	0,071		0,821	0,357	23×20,7	373,88	13,35
16	0,018		0,500	0,536	14×13,9	152,81	5,45

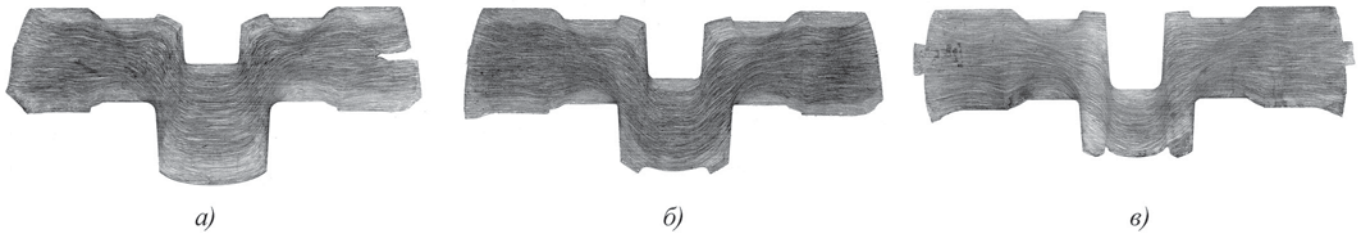


Рис. 8. Результаты экспериментов:
а – № 3, r_2/D = 0,071; r_1/D = 0,018; d/D = 1; h/D = 0,536; *б* – № 5, r_2/D = 0,018; r_1/D = 0,036; d/D = 0,821; h/D = 0,536; *в* – № 10, r_2/D = 0,036; r_1/D = 0,071; d/D = 0,643; h/D = 0,536

5. Результаты измерений

Номер опыта	Факторы варьирования в относительных величинах				Угол наклона волокон γ
	r_2/D	r_1/D	d/D	h/D	
1	0,018	0,018	0,500	0,179	4°22′
2	0,036		0,821		1°52′
3	0,071		1,000	0,536	5°19′
4	0,018		0,643	0,357	7°36′
5		0,036	0,821	0,536	5°12′
6	0,036		0,500	0,357	8°11′
7	0,071		0,643	0,179	1°30′
8	0,018		1,000		0°51′
9		0,071		0,357	1°17′
10	0,036		0,643	0,536	9°0′
11	0,071		0,500	0,179	3°6′
12	0,018		0,821		1°26′
13		0,018	0,643		1°49′
14	0,036		1,000		1°47′
15	0,071		0,821	0,357	3°32′
16	0,018		0,500	0,536	12°42′

щей поверхности графическим методом с помощью программного комплекса Компас.

Результаты измерений приведены в табл. 5.

Анализ результатов показал, что значения угла наклона волокон макроструктуры в поковках, получаемых гибкой с предварительно определенными, допускаемыми технологическими параметрами процесса (относительный радиус гибки, относительный радиус кривошипа вала, относительный диаметр шейки вала) составляют от 0 до 10°.

Согласно исследованиям, максимальный износ контактных поверхностей в паре трения происходит при перерезании волокон структуры и перпендикулярном выходе волокон на контактную поверхность.

В случае когда значение угла γ не превышает 10° обеспечиваются условия взаимодействия контактных поверхностей, позволяющие получить увеличение срока эксплуатации детали.

Заключение. Получены регрессионные зависимости, позволяющие определить возможность применения разработанной технологии для штамповки конкретного коленчатого вала, а также определить оптимальные технологические параметры (r_1, r_2, d, h) процесса гибки.

Разработана методика проектирования технологического процесса штамповки поковок коленчатых валов на основе установленных относительных величин и математических моделей, позволяющая спроектировать технологический процесс при штамповке коленчатых валов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Штамповка** поковок с направленным волокнистым строением / О.А. Банных, В.Ю. Лавриненко, Е.И. Семёнов и др. // Вестник машиностроения. 2000. № 10.

2. **Пат. на изобретение 2241567.** Штамп для горячей штамповки коленчатого вала / Е.И. Семёнов, А.Т. Крук, В.И. Соков, Ю.А. Дибнер, В.Я. Мороз. 2004.

3. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.–София: Машиностроение-Техника, 1980. 304 с.

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

Юрий Владимирович Майстров, аспирант,
maystrov@yandex.ru;
Олег Александрович Белокуров, канд. техн. наук

УДК 621.777

Буркин С.П., Кабинов В.А., Брынских Я.А., Андрюкова Е.А.
(Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

Рациональный температурно-скоростной режим прессования

Выполнен количественный анализ влияния скорости прессования и коэффициента теплопередачи на контактных поверхностях на изменение температуры, напряжения прессования и энергосбережение. Установлено, что значимым параметром является также соотношение размеров исходной заготовки. Показано существование минимумов удельного энергопотребления и максимального в цикле прессования напряжения при оптимальных значениях отношения длины заготовки к ее диаметру, зависящих от большинства параметров процесса.

The quantitative analysis of influence of pressing speed and heat transfer coefficient on contact surfaces on variation of temperature, stress of pressing and power saving is performed. It is established that significant parameter is also the parity of the sizes of initial workpiece. Existence of minima of specific power consumption and maximum in cycle of pressing of pressure is shown at optimum values relation of length of workpiece to its diameter depending on the majority of process parameters.

Ключевые слова: прессование; сталь; теплообмен; удельное энергопотребление.

Keywords: pressing; steel; heat exchange; specific power consumption.

При производстве горячепрессованных профилей из легких (Al, Mg, Be) и легкоплавких (Pb, Sn, Zn) металлов температура деформирующего инструмента близка или равна температуре деформируемой заготовки. Поэтому не возникает особых проблем с выбором скорости прессования и последняя для избежания перегрева металла устанавливается на самом низком уровне.

В случае прессования стали низкие скорости недопустимы из-за быстрого захолаживания заготовки в контейнере и резкого увеличения сопротивления деформации, приводящего к росту и без того высоких контактных напряжений. При выборе скорости прессования приходится учитывать интенсивность теплопередачи от заготовки к инструменту, интенсивный разогрев металла в результате деформации с высокими степенями и скоростное упрочнение металла, возрастающее при увеличении скорости прессования из-за подавления динамического разупрочнения.

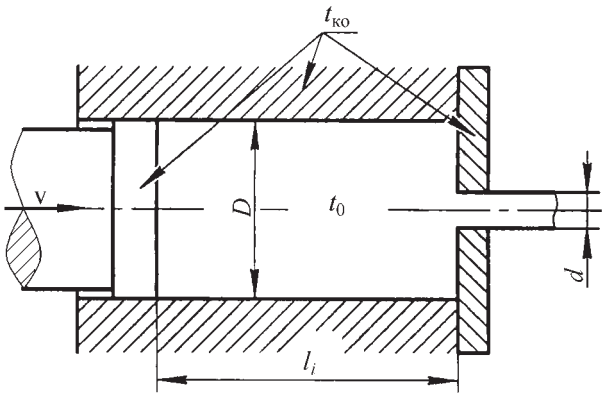


Рис. 1. Схема процесса прессования

В настоящей работе рассмотрено влияние скорости прямого прессования и интенсивности теплопередачи на контактных поверхностях на энергосиловые параметры процесса. Схема процесса прессования показана на рис. 1.

В постановке задачи длину L и диаметр заготовки D изменяли в промышленном диапазоне; высота пресс-остатка составляла $L_{по} = 0{,}1D$. Вытяжку варьировали изменением диаметра контейнера D или диаметра пресс-изделия d. Исходная температура заготовок t_0 = 1000...1200 °С, температура инструмента $t_{ко}$ = 400...450 °С. Расчет начинали с момента завершения распрессовки заготовки в контейнере.

Трение на контактных поверхностях контейнера и матрицы задавали в соответствии с законом Зибеля

$$\tau_к = \psi\tau_s = \psi\sigma_s / \sqrt{3},$$

где ψ = 0...1 – коэффициент трения, постоянный на всей поверхности и в течение цикла прессования; σ_s – сопротивление металла деформации как функции температуры и скорости деформации. При горячем прессовании сталей ψ изменяли от 0,4 до 0,9 и во всех случаях задавали на гипотетическом уровне, поскольку его опытное определение при современной технике эксперимента невозможно.

Сопротивление горячей деформации представлено в виде выражения [1]:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} A_1 e^{-m_1 t} K_\varepsilon(\varepsilon) A_3 \xi^{m_3},$$

где σ_{s0} – базисное справочное значение сопротивления деформации; t – температура деформируемого металла, °С; $\varepsilon = (\lambda - 1)/\lambda$ – степень деформации; $\lambda = D^2/d^2$ – коэффициент вытяжки; $\xi = d\varepsilon/d\tau$ – ско-

рость деформации, усредненная по объему пластической зоны; A_1, A_3, m_1, m_3 – эмпирические коэффициенты.

Функция $K_\varepsilon(\varepsilon)$ значительно влияет на σ_s при сравнительно малых степенях деформации ($\varepsilon < 0{,}8$). При прессовании деформации столь велики, что для рассматриваемых сталей $K_\varepsilon(\varepsilon)$ мало отличаются от единицы. Интенсифицированное динамическое разупрочнение при больших ε учесть не удается.

При расчете температуры металла заготовки, сопротивления деформации и энергосиловых параметров процесса учитывали потери тепла теплопередачей от заготовки инструменту, заданной коэффициентом теплопередачи a = 1...300 кВт/(м^2·К), и разогрев металла за счет работы пластической деформации. При этом принимали, что в тепловую энергию переходит 90 % работы деформации.

В пошаговой процедуре расчета температура заготовки t_i на i-м шаге в момент времени τ_i от начала процесса прессования определяли по формуле

$$t_i = \frac{m_i C t_{i-1} - aF_i(t_{i-1} - t_{\text{к}\,i})\tau_i + 0{,}9A_i}{m_i C},$$

где τ_i – длительность i-го шага, с; m_i – масса заготовки в контейнере на i-м шаге прессования, кг; C – теплоемкость деформируемого металла, Дж/(кг·К); F_i – площадь контактной поверхности инструмента, м^2; A_i – работа деформации на i-м шаге, Дж; $t_{\text{к}\,i}$ – температура рабочей поверхности инструмента, °С.

Силу прессования P_i рассчитывали на каждом i-м шаге прессования по методике И.Л. Перлина (Теория прессования металлов. М.: Металлургия, 1975. 448 с.). Среднюю скорость деформации в пластической зоне, учитываемую при расчете σ_s и τ_s, определяли по формуле из работы П.И. Полухина, Г.Я. Гунна, А.М. Галкина (Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1976. 448 с.)

$$\xi = \frac{6\ln\lambda \operatorname{tg}\alpha v\lambda}{(\lambda\sqrt{\lambda} - 1)d},$$

где α = 60° – угол наклона образующей конической границы "мертвой" зоны матрицы; v – скорость прессования (скорость перемещения пресс-штемпеля).

Проанализировано горячее прессование прутков круглого поперечного сечения диаметром 30 мм из сталей 30ХГСА (ГОСТ 4543) и 12Х18Н10Т (ГОСТ 5632), для которых сопротивление деформации определяли соответственно по формулам:

$$\sigma_s = 290e^{-0{,}0027t}\varepsilon^{0{,}29}\xi^{0{,}14};$$
$$\sigma_s = 322e^{-0{,}00284t}\varepsilon^{0{,}217}\xi^{0{,}13}.$$

Силу прессования P рассчитывали по известной формуле И.Л. Перлина, полученной с использованием принципа суперпозиции. Сила прессования является функцией длины хода пресс-штемпеля S, поэтому полная работа прессования определяется выражением

$$A = \int_0^L P(S)ds,$$

или при пошаговой процедуре расчета

$$A = \sum_{i=1}^{N} P_i \Delta S,$$

где $\Delta S = l_0/N$ – шаг перемещения пресс-штемпеля; $l_0 = L - L_{\text{по}}$; N – число шагов на длине хода пресс-штемпеля.

Представительной технологической характеристикой энергоемкости процесса деформации является удельная работа, кВт·ч/т, которая в случае прессования равна

$$A' = A/m,$$

где m – масса отпрессованной части слитка.

Для определения температуры рабочих поверхностей инструмента и, в первую очередь, контейнера $t_{\text{к}\,i}$ на каждом шаге прессования и соответственно расчета введена гипотеза линейного распределения температуры по радиусу стенки контейнера. При этом температура наружной поверхности контейнера, заданной радиусом $R_\text{к}$, принимается постоянной, т.е. t_0 = const.

Если внутренняя цилиндрическая поверхность определена радиусом $r_\text{к} = D/2$, то линейное распределение температуры по стенке контейнера в начальный момент (после завершения распрессовки) представляется выражением

$$t = t_{\text{ко}} - \frac{t_{\text{ко}} - t_0}{\eta - 1}\left(\frac{r}{r_\text{к}}\right),$$

где $\eta = R_\text{к}/r_\text{к}$; $r \in \lfloor r_\text{к}, R_\text{к} \rfloor$ – текущий радиус стенки контейнера.

Перед началом прессования контейнер аккумулирует определенное количество теплоты

$$Q_0 = K\left[\left(\frac{t_{\text{ко}}}{t_0}\eta - 1\right)(\eta - 1) + \frac{2}{3}\left(1 - \frac{t_{\text{ко}}}{t_0}\right)(\eta^2 + \eta + 1)\right],$$

где $K = \pi L_\text{к}\gamma C r_\text{к}^2 t_0$, Дж; $L_\text{к}$ – длина контейнера, м; γ – плотность материала контейнера, кг/м^3.

Вследствие теплопередачи от заготовки к инструменту, заданной коэффициентом теплопередачи a,

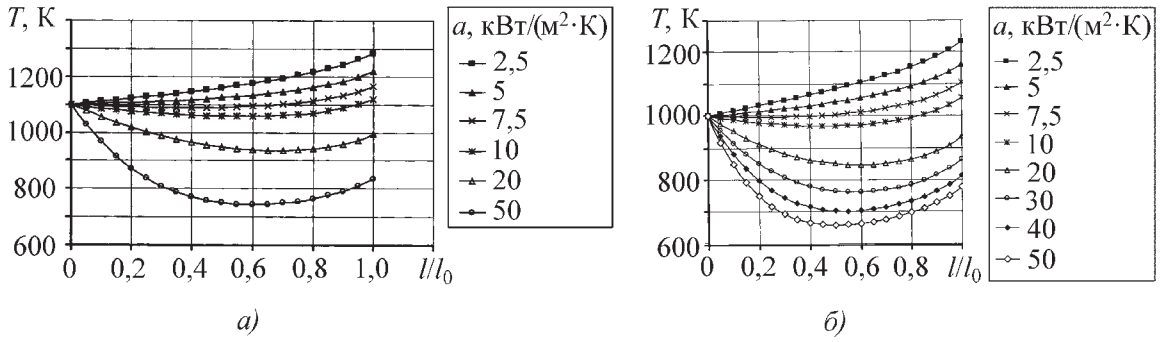


Рис. 2. Изменение температуры заготовки в ходе прессования со скоростью 50 мм/с:
а – сталь 30ХГСА; *б* – сталь 12Х18Н10Т

количество теплоты возрастает на каждом i-м шаге прессования на величину

$$\Delta Q_i = a\left(\pi D l_i + \frac{\pi}{2}D^2\right)\tau_i(t_{i-1} - t_{\text{к}\,i-1}),$$

где $l_i = L - \Delta S_i$ – длина заготовки в контейнере при i-м шаге прессования.

Из выражения $Q_i = Q_{i-1} - \Delta Q_i$ следует

$$t_{\text{к}\,i} = t_0\,\frac{3(Q_{i-1} + \Delta Q_i) - K(2\eta^2 - \eta - 1)}{K(\eta^2 + \eta - 2)}.$$

Разработанная в среде Excel программа дает возможность оперативного анализа влияния температурно-скоростного режима на энергосиловые параметры прессования. Далее приведены некоторые результаты расчета, позволяющие рационализировать технологию прессования стальных профилей.

Прессование прутка диаметром 30 мм из сталей 30ХГСА и 12Х18Н10Т выполнялось из контейнера диаметром 150 мм с коэффициентом вытяжки $\lambda = 25$. Наиболее существенное влияние на температурный режим и силовые условия прессования оказывают скорость прессования v и коэффициент теплопередачи a на границе деформируемой заготовки и инструмента. Длина исходной заготовки $L = 500$ мм, следовательно $l_0 = 450$ мм. Изменение параметров в ходе прессования на полученных графиках в функции относительного перемещения пресс-шайбы l/l_0 . Этапы распрессовки слитка и допрессовки ($l/l_0 > 1$) не рассматриваются.

На рис. 2. показано изменение средней температуры прессуемой заготовки в ходе прессования в диапазоне изменения a от 2,5 до 50 кВт/(м^2·К) при скорости v = 50 мм/с. В расчетах коэффициент трения принят постоянным и равным $\psi = 0{,}6$. Исходная температура заготовки в момент завершения распрессовки составляла $t_0 = 1100$ °С, а инструмент был подогрет до $t_{\text{ко}} = 450$ °С. Снижение температуры в ходе прессования наблюдается уже при коэффициенте теплопередачи $a = 10$ кВт/(м^2·К). На процесс теплопередачи от заготовки к инструменту влияет состояние контактной поверхности. Окалина вследствие ее низкой теплопроводности снижает a; аналогичное влияние оказывают стеклосмазки и керамические обмазки. Графитные смазки, как правило, повышают коэффициент теплопередачи a.

В конце процесса прессования температура заготовки растет из-за уменьшения площади контактной поверхности. При малых теплопотерях возможен перегрев металла и развитие собирательной рекристаллизации.

При скорости v = 0,05 м/с процесс прессования, близкий к изотермическому $t(l/l_0) = \text{const}$, реализуется при $t_0 = 1200$ °С, $t_{\text{ко}} = 400$ °С и $a \approx 5$ кВт/(м^2·К) для обеих рассматриваемых марок сталей. С увеличением скорости прессования изотермический режим возможен при больших значениях a. Для стали 30ХГСА $t = \text{const}$ при v = 0,1 м/с $a \approx 10$ кВт/(м^2·К); при v = 0,2 м/с $a \approx 20$ кВт/(м^2·К); при v = 0,3 м/с $a \approx 35$ кВт/(м^2·К). Изменение коэффициента трения от 0,4 до 0,8 не приводит к значимому отклонению зависимостей $t(l/l_0)$ от случая $\psi = 0{,}6$.

Если при прямом прессовании без интенсивного теплообмена между заготовкой и инструментом осевая сила и напряжение прессования p в основной (стационарной) фазе плавно снижаются из-за уменьшения площади контактной поверхности контейнера, то при прессовании стали характер зависимости $p(l/l_0)$ существенно меняется, особенно при сравнительно больших коэффициентах теплопередачи. Это наглядно показано на рис. 3 в случаях прессования обеих сталей при $t_0 = 1200$ °С, $t_{\text{ко}} = 400$ °С, $\psi = 0{,}6$.

Влияние скорости прессования и интенсивности теплообмена на силовые параметры очевидным образом сказывается на энергопотреблении. Нерациональность прессования сталей с малой скоростью хорошо видна на графиках зависимости удельной (на 1 т пресс-изделий) работы прессования A' от v и a, где максимальная интенсивность снижения A' происходит при скорости v < 100 мм/с (рис. 4).

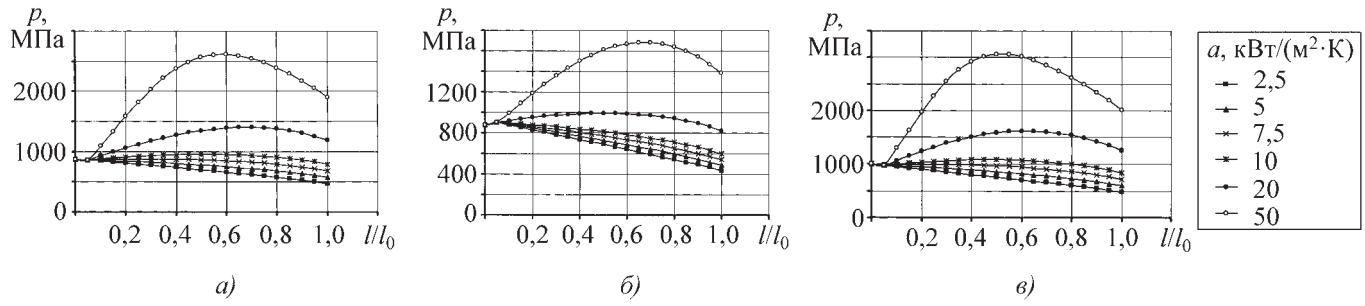
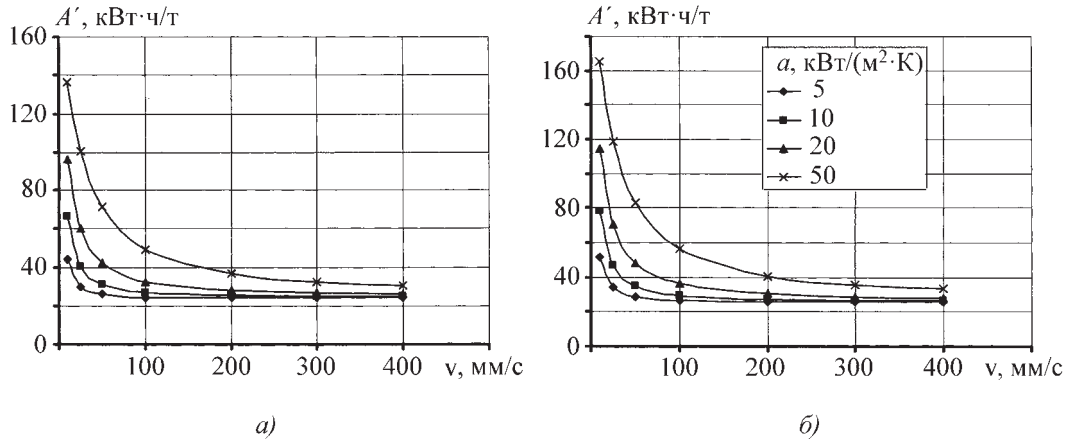


Рис. 3. Напряжение прессования *p* в зависимости от относительной длины хода пресс-штемпеля l/l_0 и коэффициента теплопередачи *a*:
а – сталь 30ХГСА, v = 50 мм/с; *б* – сталь 30ХГСА, v = 100 мм/с; *в* – сталь 12Х18Н10Т, v = 50 мм/с

Рис. 4. Удельная работа прессования A' в зависимости от скорости прессования v и коэффициента теплопередачи *a*:
а – сталь 30ХГСА; *б* – сталь 12Х18Н10Т; t_0 = = 1200 °С; $t_{ко}$ = 400 °С; ψ = 0,4

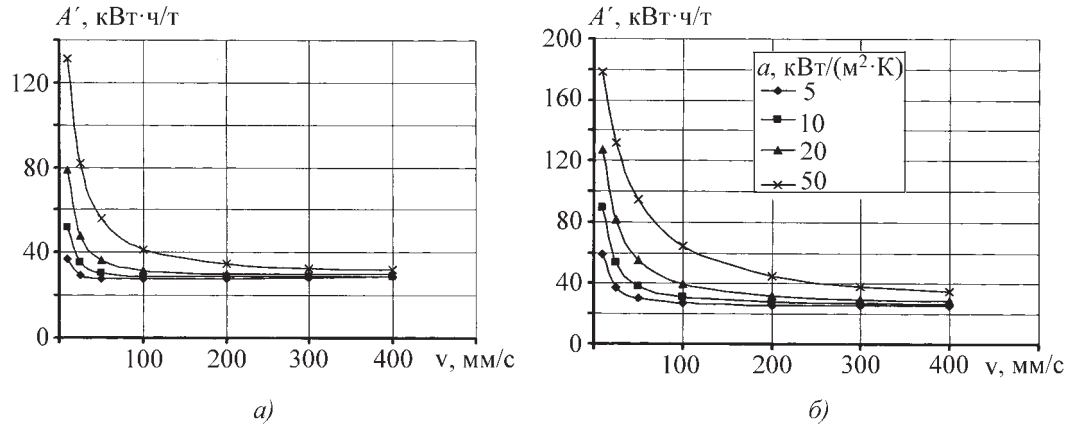


Во всех исследованных случаях прессования удельное энергопотребление при прессовании стальных прутков практически остается постоянным при скорости v > 100 мм/с и *a* < 20 кВт/(м^2·К). Увеличение *a* выше этого значения резко повышает энергетические затраты процесса даже при сравнительно больших скоростях прессования.

Из количественного анализа следует, что при хорошей теплоизоляции (*a* = 5...2,5 кВт/(м^2·К)) и при определенном соотношении размеров исходной заготовки (L/D = 1,0...1,5) можно рассматривать гладкий минимум функции A'(v) в диапазоне скоростей прессования от 0,05 до 0,15 м/с. Отношение длины заготовки к ее диаметру влияет на удельный расход энергии.

На рис. 5 приведены зависимости A'(v, *a*) для двух вариантов прессования прутка диаметром 30 мм из заготовки постоянного объема $V = 7{,}95 \cdot 10^{-3}$ м^3 стали 12Х18Н10Т. Прессование проведено в идентичных условиях (t_0 = 1200 °С; $t_{ко}$ = 400 °С; ψ = 0,4) при L/D = 1.

Рис. 5. Удельная работа прессования A' прутка диаметром 30 мм из стали 12Х18Н10Т из заготовки постоянного объема в зависимости от скорости прессования v и коэффициента теплопередачи *a*:
а – L/D = 1; *б* – L/D = 4



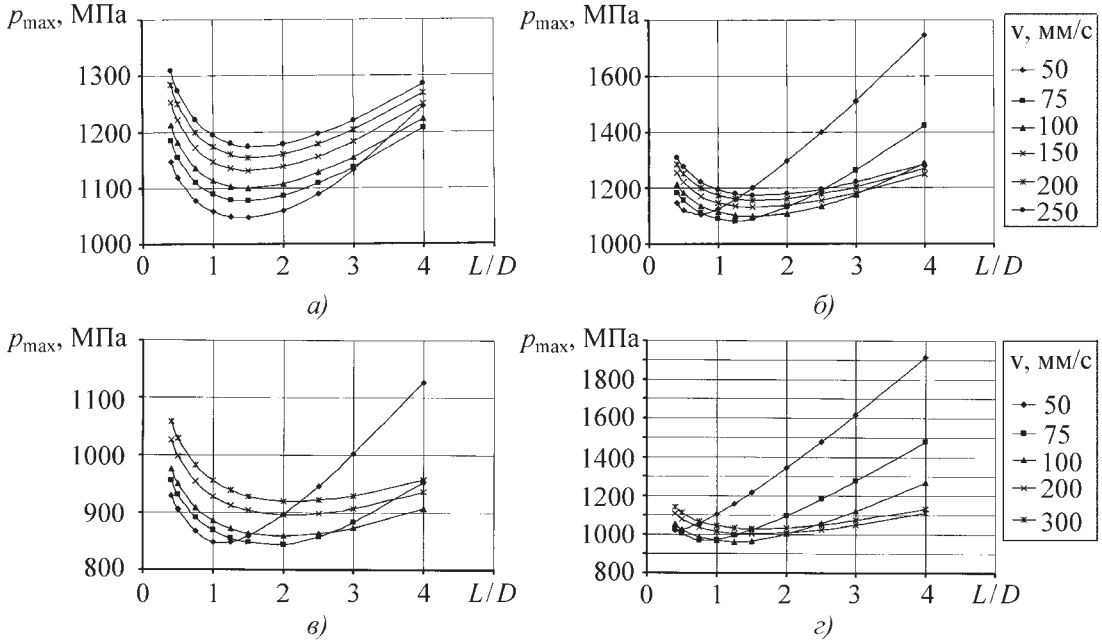


Рис. 6. Максимальные напряжения p_{max} прессования слитков постоянного объема из сталей 30ХГСА (*а*, *б*) и 12Х18Н10Т (*в*, *г*):
а, *в* – a = 10 кВт/(м^2·К); *б*, *г* – a = 20 кВт/(м^2·К)

Выбор оптимальных соотношений размеров прессовой заготовки $Z = L/D$ при неизменном ее объеме является важным элементом технологического проектирования, поскольку оптимальное значение Z дает возможность прессовать максимальную по массе заготовку (для пресса с заданной силой) и, следовательно, обеспечить максимальную производительность передела [2].

При заданном объеме заготовки V ее размеры определяются соотношениями

$$D = \sqrt[3]{\frac{4V}{\pi Z}}; \; L = \sqrt[3]{\frac{4Z^2V}{\pi}}.$$

При изменении Z в случае V = const естественно меняются коэффициенты вытяжки и напряжения прессования. Поскольку прессовый инструмент работает при сравнительно низких значениях коэффициентов запаса прочности, то снижение максимальных за процесс напряжений прессования p_{max} всегда остается актуальной проблемой техники прессования.

Зависимости $p_{max}(L/D)$ в изученном диапазоне скорости прессования от 0,05 до 0,3 м/с имеют гладкий минимум, положение которого и должно рассматриваться как оптимальное соотношение размеров заготовки (рис. 6). Представленные графики построены для заготовок постоянного объема $V = 7{,}95\cdot10^{-3}$ м^3 при $t_{ко}$ = 400 °С; ψ = 0,6.

Общей закономерностью функций $p_{max}(L/D)$ является смещение минимальных смещений в сторону больших L/D с ростом скорости прессования. Это смещение в большей степени проявляется на образцах из коррозионно-стойкой стали, обладающей меньшей теплопроводностью. Следует отметить, что значения L/D в промышленно используемом диапазоне от 3 до 4 во всех случаях прессования стальных профилей далеки от оптимальных и приводят к снижению и без того малого запаса прочности прессового инструмента.

На положение минимальных значений p_{max} существенно влияют контактные условия трения. С уменьшением ψ смещение минимальных значений p_{max} в сторону больших L/D происходит более интенсивно с ростом v. Поэтому при использовании эффективных технологических смазок и скоростях прессования более 150 мм/с оптимальное соотношение L/D целесообразно увеличивать до 2,5...3,2.

Соотношение L/D влияет и на удельное энергопотребление, если сохраняется условие неизменности объема заготовки. В качестве примера на рис. 7 показаны результаты расчета зависимости $A'(L/D, \text{v})$ для прессования прутков из стали 12Х18Н10Т диаметром 30 мм из заготовки объемом $V = 7{,}95\cdot10^{-3}$м^3 при t_0 = 1200 °С, $t_{ко}$ = 400 °С, ψ = 0,8 и a = 10 и 20 кВт/(м^2·К). Диапазон изменения скорости прессования 25...300 мм/с.

Все зависимости $A'(L/D)$ в исследованном интервале скоростей прессования, так же как и $p_{max}(L/D)$, имеют гладкий минимум, смещаемый в сторону увеличения L/D с ростом скорости v, причем смещение тем больше, чем меньше коэффициент теплопередачи. Установлено, что при a > 50 кВт/(м^2·К) минимум A' смещается в зону L/D < 0,5, что уже не представляет практического интереса.

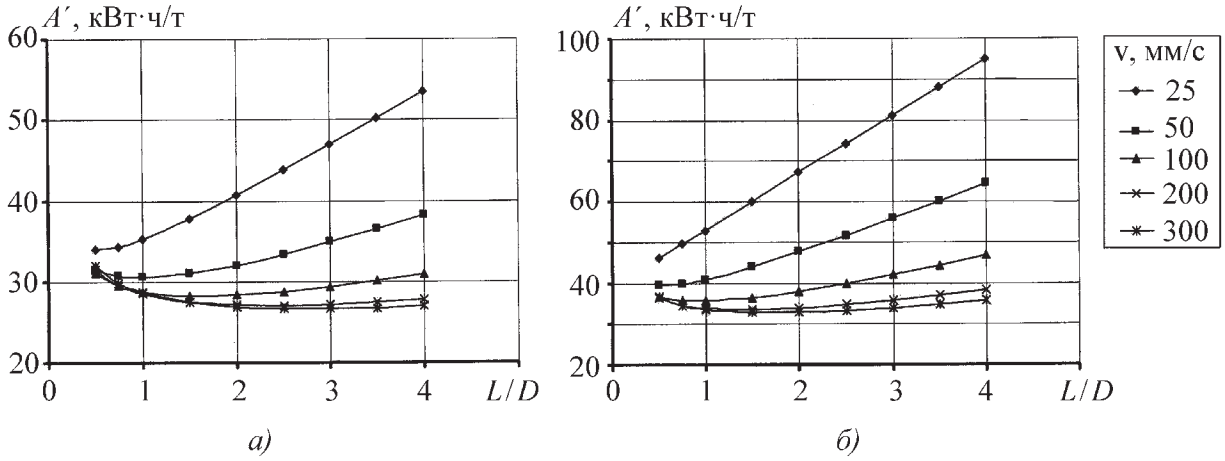


Рис. 7. Удельное энергопотребление при постоянном объеме заготовки из стали 12Х18Н10Т:
а – a = 10 кВт/(м^2·К); *б* – a = 20 кВт/(м^2·К)

Заключение

1. Учет тепловых потерь теплопроводностью через сравнительно холодный прессовый инструмент при обратном прессовании стальных прутков существенно меняет представление о закономерностях процесса, традиционно утвердившееся в технической литературе и соответствующее прессованию, близкому к изотермическому.

2. Избежать значительного охлаждения или недопустимого перегрева металла можно рациональным выбором скорости прессования при известном коэффициенте теплопередачи a от заготовки к инструменту. При расчете легко учесть изменение a от l/l_0, если располагать информацией о закономерностях этого изменения.

3. Во всех случаях прямого прессования сталей удельное энергопотребление остается практически постоянным при скорости более 0,1 м/с и коэффициенте теплопередачи менее 20 кВт/(м^2·К). Увеличение a выше этого значения резко повышает энергетические затраты даже при сравнительно большой скорости прессования.

4. Общей закономерностью изменения максимального напряжения прессования p_{max} в зависимости от соотношения размеров заготовки L/D является смещение минимальных значений p_{max} в сторону больших L/D с ростом скорости прессования. Промышленно используемые значения L/D = 3...4 во всех случаях прессования стальных профилей далеки от оптимальных и приводят к снижению и без того малого запаса прочности прессового инструмента.

5. Удельная работа прямого прессования стальных профилей в функции L/D имеет гладкий минимум, смещаемый в сторону увеличения L/D с ростом скорости прессования, причем смещение тем значительнее, чем меньше коэффициент теплопередачи от заготовки к инструменту.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хензель А., Шпиттель Т.** Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: справочник. М.: Металлургия, 1982. 360 с.

2. **Буркин С.П., Андрюкова Е.А.** Расчет оптимальных размеров прессовой заготовки / Обработка металлов давлением: межвуз. сб. Вып. 13. Свердловск: УПИ, 1985. С. 99–104.

Сергей Павлович Буркин, канд. техн. наук,
spb@mtf.ustu.ru;
Василий Анатольевич Кабинов, магистрант;
Ярослав Андреевич Брынских, аспирант;
Елена Анатольевна Андрюкова, инженер

УДК 621.9

О.И. Кутилова, С.Ф. Магницкая, И.Н. Фролова
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Способ построения схемы обработки детали на основе размерного синтеза технологического процесса

Рассмотрен метод построения диаметральных и линейных размерных схем технологических процессов для определения размеров заготовки, технологических размеров и допусков расположения на примере деталей типа "тело вращения".

The method of diametrical and linear dimensional schemes construction of technological processes for determining of billet sizes, technological dimensions and tolerances of location on example of circular parts is considered.

Ключевые слова: заготовка; диаметральная размерная схема; линейная размерная схема; технологический процесс; допуск расположения; припуск.

Keywords: billet; diametrical dimensional scheme; linear dimensional scheme; technological process; access location; allowance.

Одной из главных задач размерного синтеза технологических процессов является правильное и обоснованное определение размеров заготовки, технологических и конструкторских размеров и допусков на них для обрабатываемой детали.

Выполняя рабочий чертеж, назначая технические требования, которым должна отвечать готовая деталь, конструктор выбирает вид и метод получения заготовки. Заготовки следует изготовлять по форме, геометрическим размерам и установленным на них отклонениям, параметрам качества поверхностного слоя (шероховатости и волнистости), механическим свойствам, химическому составу, максимально приближенными к требованиям готовой детали.

Заготовки обрабатываются в несколько операций и переходов механической обработки. При этом на каждом переходе предусматривается промежуточный операционный припуск.

Технологические операции в результате удаления припуска обеспечивают размеры, форму поверхностей и их взаимное расположение. В соответствии с требованиями чертежа синтезируется технологический маршрут изготовления детали, т.е. набор и последовательность технологических операций обработки. Маршрут детализируют, развивают, уточняют. Сначала выбирают принципиальную схему установки и технологические базы, которые определяются геометрической формой детали и заготовки, расположением обрабатываемых поверхностей и их координатной (размерной) увязкой между собой и по отношению к необрабатываемым поверхностям, а также функциональной значимостью поверхностей.

Анализ различных источников [1–5] показал, что с точки зрения выполняемых функций поверхности детали могут быть классифицированы на исполнительные, основные или вспомогательные конструкторские базы, либо свободные поверхности. Технологу, не имеющему сведений о сборке, приходится разделять поверхности детали по их служебному назначению. Для этого существуют различные способы. Приведем некоторые из них.

Источники [2, 4] вводят понятие *модуля поверхностей* (МП), под которым понимается сочетание поверхностей (или отдельная поверхность), предназначенных выполнять соответствующую служебную функцию детали и придавать ей конструктивную форму, обусловленную требованиями эксплуатации и изготовления. В основу проектирования модульной технологии [4] положен банк типовых технологических процессов изготовления модуля поверхностей. Критерии сравнения служебных модулей в классификаторе и рассматриваемой детали не приводятся. Таким образом [2, 4] не исключают непосредственное участие технолога при проектировании технологического процесса.

В [6] предлагается кодирование поверхностей детали. Процесс кодирования заключается в присвоении детали цифрового кода классификационной характеристики ее конструктивных признаков, затем дополнение его буквенно-цифровыми кодами основных технологических признаков.

В [6, 7] предлагается делить поверхности детали по технологическому назначению на две группы: основные и неосновные поверхности.

Рассмотренные методики не предусматривают автоматизации процесса проектирования технологического процесса и деление поверхностей на различные виды полностью зависит от технолога. Это является основным недостатком этих методик, так как увеличивают долю труда технолога.

1. Пример спецификации поверхностей детали

Поверхность	Анализ точности			Анализ *Ra*		Анализ $T_ф$		Анализ $T_{расп}$			Анализ смежности	
	Номинал	Квалитет	Вид поверхности	Наличие	Значение	Наличие	Значение	Наличие	Значение	База	Число смежных поверхностей	Вид совмещения
$НТП^{0}_{1}$	0	–	П	1	1,6	1	0,012	1	0,01	$ВЦП^{7}_{12}$	2	Э
$НЦП^{9}_{2}$	38	9		1	1,6	1	0,02	1	0,05	$ВЦП^{7}_{12}$	4	
$НТП^{9}_{3}$	5	9		1	1,6	1	0,01	–	–	–	2	С
$НЦП^{9}_{4}$	33,3	9		1	1,6	1	0,02	1	0,05	$НЦП^{9}_{2}$	2	СС
$НТП^{9}_{5}$	7	9		1	1,6	1	0,01	–	–	–	2	С
$НКП^{14}_{6}$	1	14	СВ	–	–	–	–				2	Э
$НТП^{11}_{7}$	10	11	П								2	С
$НЦП^{11}_{8}$	21,3	12									6	
$НКП^{14}_{9}$	1	14	СВ								2	Э
$НТП^{14}_{10}$	24,5	14									2	
$ВКП^{14}_{11}$	1	14									2	
$ВЦП^{7}_{12}$	15	7	П	1	0,8	1	0,005	2			4	
$ВТП^{14}_{13}$	19,5	14	СВ	–	–	–	–	–			2	С
$ВЦП^{14}_{14}$	15,5	14									6	СС
$ВТП^{14}_{15}$	10	14									2	С
$ВЦП^{14}_{16}$	6	14									2	Э
$ОЦП^{14}_{16}$	14,5	14									2	–
$ВЦП^{14}_{17}$	6	14									2	Э
$ОЦП^{14}_{17}$	14,5	14									2	–
$ВЦП^{14}_{18}$	6	14									2	Э
$ОЦП^{14}_{18}$	14,5	14									2	–
$ВЦП^{14}_{19}$	6	14									2	Э
$ОЦП^{14}_{19}$	14,5	14									2	–

Примечание: $НТП^{0}_{1}$ и $НТП^{14}_{13}$ – наружная и внутренняя торцовые поверхности; $НЦП^{9}_{2}$ и $ВЦП^{14}_{14}$ – наружная и внутренняя цилиндрические поверхности; $НКП^{14}_{6}$ и $ВКП^{14}_{11}$ – наружная и внутренняя конусные поверхности; $ОЦП^{14}_{18}$ – ось цилиндрической поверхности; $T_ф$, $T_{расп}$ – допуск формы и расположения; Э – элементарная поверхность; С – совмещенная поверхность; СС – сильно совмещенная поверхность; "1" – наличие качественного или количественного параметров детали; П – посадочные, если квалитет поверхности 5...12; СВ – поверхность свободная, если квалитет более 12.

Деление поверхностей в [1–5] предполагает знания технолога о работе сборочного узла и служебного назначения поверхностей детали, для которой разрабатывается технологический процесс, что увеличивает трудоемкость технологической подготовки производства. В источниках [2, 4, 6] предлагаемые системы кодирования поверхностей сложные, требуют специальной подготовки технолога и не предполагают автоматизацию разделения поверхностей детали. Это также можно отнести к недостаткам, так как усложняют работу технолога.

Предлагается разделять поверхности детали по точностным или качественным характеристикам: квалитету размера или шероховатости (она потенциально зависит от точности размера, хотя напрямую не связана с ним) и допускам расположения, которые задаются конструктором на чертеже детали, и на их основе строить спецификацию поверхностей детали (табл. 1).

В процессе составления спецификации поверхностей проводится подробный анализ чертежа детали на правильность размерных связей между поверхностями и технических требований к ним (т.е. соответствие

допуска размера параметра шероховатости допускам формы и расположения).

На основании сформированной спецификации поверхностей составляется размерная схема технологического процесса механической обработки в соответствии с планами обработки отдельных поверхностей и маршрутом (последовательностью выполнения операций).

При составлении размерной схемы технологического процесса выявляются технологические базы. Различные источники [1, 4, 5, 6] дают рекомендации по их выбору, однако они не опираются на точностные характеристики детали, поэтому принятие технологических решений по выбору баз требует определенной квалификации и навыка технолога.

При разделении поверхностей детали (по технологическому назначению) в зависимости от точностных характеристик предлагается выделить три группы поверхностей:

1) поверхности, подлежащие обработке в одном установе (они образуют *модуль обрабатываемых поверхностей* (МОП)).

В МОП входят поверхности, связанные указанными на чертеже допусками расположения, и поверхности, совмещенные с ними. Для технологического проектирования важен внешний угол связи между поверхностями (рис. 1), так как он определяет конструктивные параметры инструмента или инструментальную наладку. Если внешний угол связи между двумя поверхностями в одной проекции превышает 180°, то поверхности связны конструктивно и не связны технологически (могут иметь разрыв во времени при обработке, т.е. могут обрабатываться раздельно от конструктивно связных поверхностей).

Технологически не связные поверхности условно назовем *элементарными* (Э). Если внешний угол связи между двумя поверхностями в одной проекции не превышает 180°, то *поверхности связны технологически* (без возможности разнесения обработки во времени или в пространстве) – *совмещенные поверхности* (С).

Если одна и та же поверхность, ограниченная в одном направлении протяженности, входит в состав двух пар технологически связных в одной проекции поверхностей, то эти две пары поверхностей условно называются *сильно связными технологически* (СС) параллельной многоповерхностной конструкторской концентрацией. Обработка трех и более сильно связных технологически поверхностей ведется по сильно совмещенной (параллельной) схеме, т.е. все сильно связные технологически поверхности должны обрабатываться одновременно.

2) поверхности, образующие *модуль потенциальных технологических баз* (МпТБ) для МОП – поверхности, имеющие общий допуск расположения;

3) черные поверхности – это поверхности детали, которые не обрабатываются.

Выбирая МОП и технологические базы, с которых они будут обрабатываться, следует исходить из необходимости, в первую очередь, достижения точности относительного поворота поверхностей детали – допусков расположения, а затем – точности расстояния – положения поверхностей. Это объясняется тем, что точности относительных поворотов поверхностей обеспечивают точность работы детали в узле и механизма в целом.

Для реализации точности относительного поворота все "жесткие" допуски взаимосвязанных поверхностей, указанные на чертеже, следует осуществлять от одной технологической базы – в одном установе и одним инструментом, так как служебное назначение этих допусков расположения и допусков, отнесенных к общим допускам, различно: указанные допуски расположения предполагают совместную обработку поверхностей (частично образуя МОП), а общие допуски – определяют потенциальные технологические базы для обработки рассматриваемого МОП.

При делении поверхностей по технологическому назначению (на черные, МОП, МпТБ) формируется матрица деления поверхностей по технологическому признаку (табл. 2), в которой отражают возможность поверхности быть базой по ее протяженности.

В соответствии с выбранной последовательностью технологических операций для определения неизвестных межоперационных технологических размеров и размеров заготовки размерная схема строится от готовой детали к заготовке, т.е. применяется "обратное" проектирование технологического процесса.

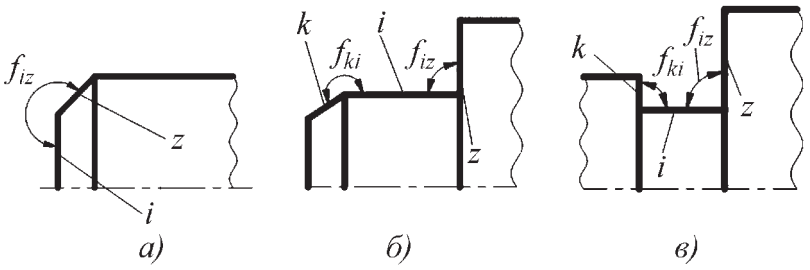


Рис. 1. Примеры смежных поверхностей:
а – элементарная поверхность; *б* – совмещенная поверхность; *в* – сильно совмещенная поверхность

Размерная схема включает в себя две части: диаметральную и линейную размерные схемы. Первоначальная расчетная схема припусков и допусков расположения не зависит от метода или способа обработки и строится так, если бы каждая поверхность выполнялась отдельно (по примеру полностью дифференцированной обработки в массовом производстве), когда не предъявлены требования по совмещению обработки нескольких поверхностей.

В качестве звеньев размерной цепи принимаются радиусы поверхностей и линей-

2. Матрица деления поверхностей по технологическому признаку

Поверхность	МОП		МпТБ		Черные поверхности		Технологический признак деления поверхностей
	могут	не могут	могут	не могут	могут	не могут	
	быть базой для обработки МпТБ		быть базой для обработки МОП		быть базой для обработки МОП		
$НТП_1^0$	1						МОП
$НЦП_2^9$	1						МОП
$НТП_3^9$		1					МОП
$НЦП_4^9$		1					МОП
$НТП_5^9$		1					МОП
$НКП_6^{14}$				1			МпТБ
$НТП_7^{11}$			1				МпТБ
$НЦП_8^{11}$			1				МпТБ
$НКП_9^{14}$				1			МпТБ
$НТП_{10}^{14}$			1				МпТБ
$ВКП_{11}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{12}^{7}$	1						МОП
$ВТП_{13}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{14}^{14}$				1			МпТБ
$ВТП_{15}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{16}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{17}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{18}^{14}$				1			МпТБ
$ВЦП_{19}^{14}$				1			МпТБ
Примечание: "1" – принадлежность поверхности к соответствующей группе по технологическому признаку.							

ные размеры, припуски и допуски расположения поверхностей. На технологическом эскизе (рис. 2) поверхности детали обозначаются соответствующими цифровыми кодами – номерами с индексами. Верхний индекс означает квалитет размера поверхности, получаемый на соответствующем переходе механической обработки, или верхний индекс – "з", если размер относится к заготовке.

На схему наносятся конструкторские размеры "$A_{f\,i}^{j}$" и припуски "$Z_{f\,i}^{j}$". Буквы в индексе означают: "j" – квалитет размера; "f" – форма поверхности; "i" – порядковый номер поверхности, ее код. Также на технологический эскиз наносятся допуски расположения, обозначенные [e_{fk}^{j}], где "k" – порядковый номер допуска расположения (код). Допуски расположения, указанные конструктором на чертеже, наносят на технологический эскиз сплошными линиями, общие допуски расположения – штриховыми линиями.

На размерной схеме следует располагать:

- для готовой детали:

– ось симметрии, определяющую положение измерительной базовой оси, при ее наличии, или ось самой точной поверхности;

– оси поверхностей с указанными на чертеже допусками расположения (наносят от базовой оси в сторону увеличения радиуса на расстояниях, пропорциональных допуску расположения). Оси поверхностей с общими допусками расположения также наносят в сторону увеличения радиуса в зависимости от номинального диаметра (на больший номинальный размер назначается допуск расположения, имеющий большее значение);

- для заготовки:

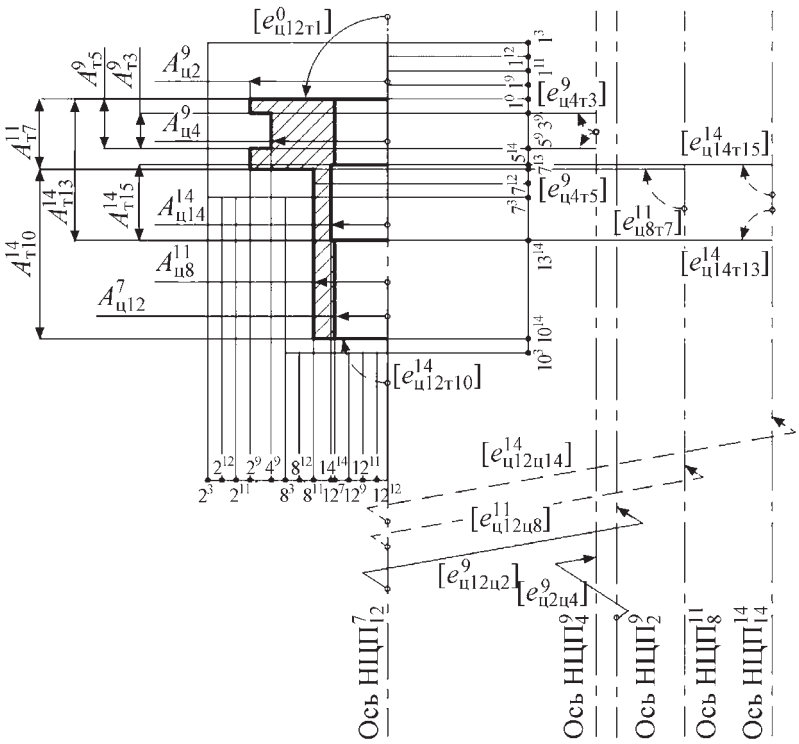


Рис. 2. Технологический эскиз на деталь "седло"

– ось симметрии, определяющую положение базовой оси;

– оси поверхностей располагают от базовой оси в сторону увеличения радиуса на расстояниях, пропорциональных допускам расположения;

• технологические оси следует располагать в последовательности выполнения переходов обработки от заготовки к готовой детали.

На размерной схеме оси обозначаются цифрами, которые соответствуют номеру (коду) поверхности, получаемой при обработке. Нижний индекс "о" обозначает, что это ось, верхний индекс – квалитет размера, который получается после обработки на данном переходе.

В размерной схеме участвуют следующие условные обозначения: базовая поверхность обозначается точкой и стрелкой (стрелка на конце размерной линии указывает поверхность, полученную после обработки).

В диаметральной размерной схеме каждая ось соединяется со своей поверхностью размерной линией. Допуски расположения (технологические или конструкторские) изображают вектором от оси базовой поверхности к оси обрабатываемой поверхности.

Для того чтобы обеспечить однозначное положение оси обрабатываемой поверхности детали, необходимо и достаточно указать на чертеже допуск радиального биения или соосности относительно оси базовой поверхности.

В линейной размерной схеме допуски расположения изображают вектором от базовой к обрабатываемой поверхности.

Для того чтобы обеспечить однозначное положение поверхности торца, необходимо задать одно из двух технических требований: допуск перпендикулярности относительно оси базовой цилиндрической поверхности или допуск параллельности относительно базового торца. Так как потенциально базовых поверхностей две (цилиндрическая и торцовая поверхности), то допуск расположения на торцовую поверхность задается от той, которая окажется наиболее протяженной.

Допуски расположения торцовых и цилиндрических поверхностей связаны между собой, поэтому необходимо совместить линейную и диаметральную размерные схемы.

Допуски расположения при расчете считаются составляющими звеньями. Это позволяет учитывать не только диаметральные допуски расположения (например, допуск соосности) или линейные допуски расположения (например, допуск параллельности), но и "комбинированные" допуски расположения (между диаметральными и линейными звеньями), например, допуск перпендикулярности. Знаки допусков расположения предлагается учитывать следующим образом: допуски расположения, входящие в размерную цепь, принимают знак "плюс" для увеличивающих и "минус" для уменьшающих звеньев [3].

Предлагаемая методика построения размерных схем технологических процессов не противоречит существующим методам расчета размерных цепей по ходу технологического процесса.

Рассмотренный способ построения диаметральной и линейной размерных схем технологического процесса детали типа "тело вращения" позволяет определить технологические размеры и допуски на них, допуски расположения на каждом технологическом переходе обработки и размеры исходной заготовки. После определения общих припусков путем сложения припусков на каждой поверхности может быть оформлен чертеж заготовки с учетом особенностей метода ее получения.

Предложенное разделение поверхностей детали по точностным или качественным характеристикам и допускам расположения, заданным конструктором, построенная на их основе спецификация поверхностей позволяет качественно проанализировать чертеж и установить размерные связи поверхностей по ходу технологического процесса, выявить базовые поверхности и синтезировать обработку линейных и диаметральных размерных цепей по описанному в статье способу.

Предложенный способ затрагивает круг вопросов создания конструкторско-технологических документов на новом уровне, освобождает технолога от рутинной работы, обеспечивает системный подход, определяет содержание и последовательность этапов (в данном случае способа размерного анализа) по автоматизированному проектированию технологического процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Колесов И.М.** Основы технологии машиностроения: учеб. для машиностроит. спец. вузов. 3-е изд., стер. М.: Высш. шк., 2001. 591 с.

2. **Базров Б.М.** Основы технологии машиностроения: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 2005. 736 с.

3. **Дунаев П.Ф., Леликов О.П.** Расчет допусков размеров. 3-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2001. 304 с.

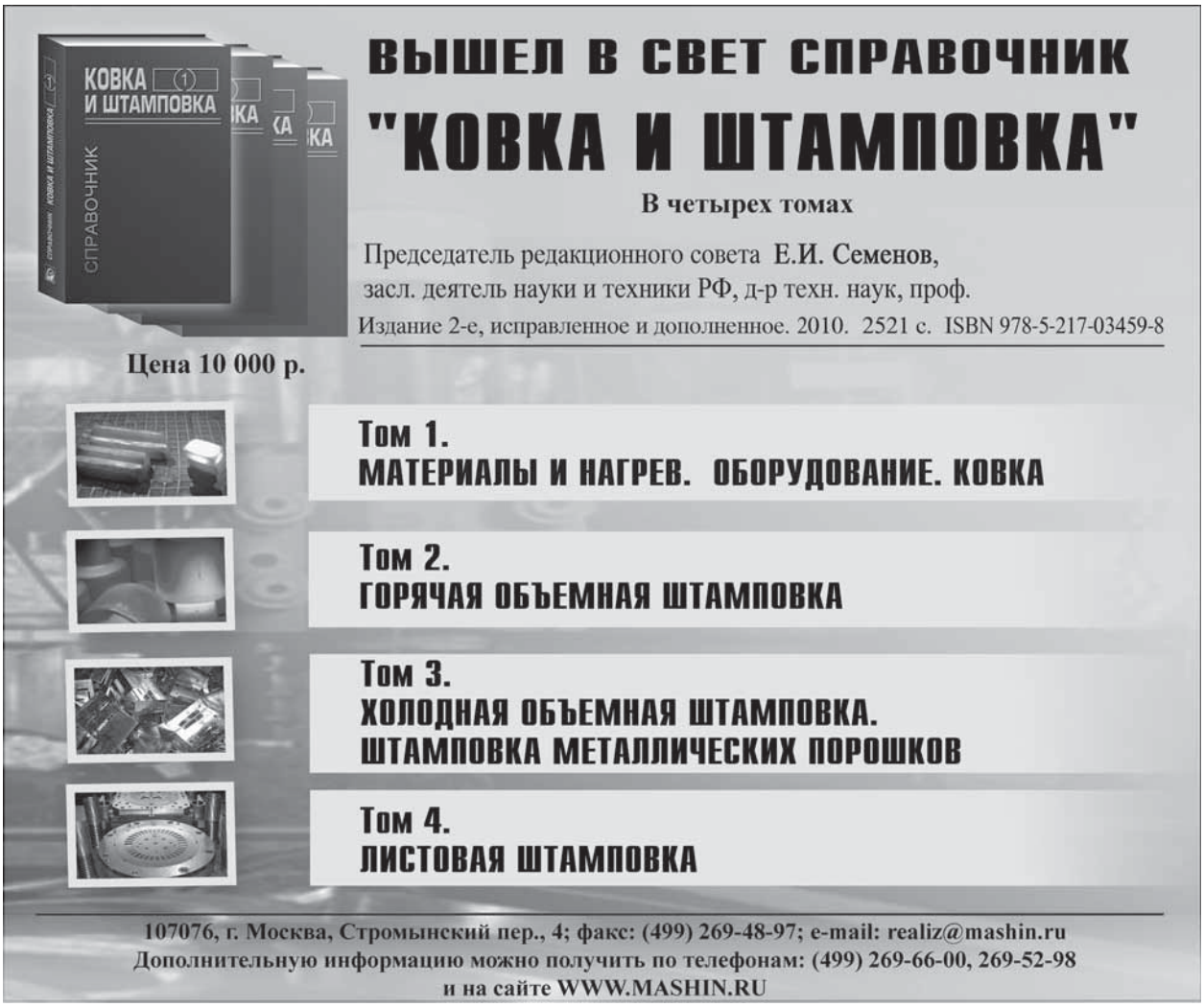
4. **Технология** машиностроения: в 2 кн. Кн. 1. Основы технологии машиностроения: учеб. пособ. для вузов / Э.Л. Жуков, И.И. Козарь, С.Л. Мурашкин и др.; под ред. С.Л. Мурашкина. М.: Высш. шк., 2003. 278 с.

5. **Технология** машиностроения (специальная часть): учеб. для машиностроит. спец. вузов / А.А. Гусев, Е.Р. Ковальчук, И.М. Колесов и др. М.: Машиностроение, 1986. 480 с.

6. **Системы** автоматизированного проектирования технологических процессов, приспособлений и режущих инструментов: учеб. для вузов по спец. "Технология машиностроения", "Металлорежущие станки и инструменты" / С.Н. Корчак, А.А. Кошин, А.Г. Ракович, Б.И. Синицын; под общ. ред. С.Н. Корчака. М.: Машиностроение, 1988. 352 с.

7. **Метелев Б.А., Тудакова Н.М., Куликова Е.А.** Основы технологии машиностроения. Часть 1. Комплекс учебно-методических материалов. Нижний Новгород: Нижегород. гос. техн. ун-т, 2006. 119 с.

Оксана Игоревна Кутилова, ст. преподаватель;
Светлана Фёдоровна Магницкая, доцент;
Ирина Николаевна Фролова, канд. техн. наук,
fririnik@mail.ru



УДК 621.774.21.01

Ю.Б. Чечулин, Ю.В. Песин, В.М. Душкин, С.К. Буйначев, А.О. Кичка, Н.Ю. Песина *(Уральский государственный технический университет – УПИ, г. Екатеринбург),*
Ю.И. Рыбин *(Санкт-Петербургский государственный технический университет),*
И.А. Романцов *(ОАО "Челябинский трубопрокатный завод")*

Расчет геометрии инструмента для управления формовкой труб большого диаметра

Исследован закон движения инструмента при формовке из стального листа U-образной заготовки для производства труб большого диаметра, реализованный в виде программного продукта, учитывая упругопластическое состояние изделия в процессе формовки и после разгрузки. Предложена рациональная геометрия деформирующего инструмента.

The law of tool motion during forming from of steel sheet of U-shaped billet for the production of large diameter pipes, realized as software product, taking into account the elastic-plastic state of the product in the forming process and after unloading. The rational geometry of the deforming tool is offered.

Ключевые слова: труба; большой диаметр; точность параметров; сварной продольный шов; технологический инструмент.

Keywords: pipe; large diameter; accuracy of parameters; welded longitudinal seam; technological tool.

Одним из наиболее производительных способов получения заготовок для сварки стальных прямошовных *труб большого диаметра* (ТБД) является UOE-способ, в соответствии с которым образование трубной оболочки выполняется в три этапа: предварительная подгибка кромок, предварительная и окончательная формовка трубы под сварку.

Наиболее важным показателем качества является геометрическая точность, в том числе минимум отклонений формы труб и размеров от номинальных значений. Для изучения этого показателя выполнено исследование влияния технологического инструмента на процесс формовки трубной заготовки в виде полуобечаек труб большого диаметра свыше 1000 мм, получаемой на прессе предварительной формовки.

В процессе деформации листа на рассматриваемом прессе геометрические размеры получаемых заготовок для заключительной операции окончательной формовки зависят от механических свойств исходного металла, толщины листа и геометрических параметров инструмента. При этом окончательные форма и размеры получаемых полуобечаек существенно отличаются от профиля инструмента и определяются пружинением металла после снятия технологических нагрузок.

В литературных источниках недостаточно рассмотрены особенности остаточных деформаций, что усложняет процесс выбора необходимых параметров инструмента. Кроме того, существующий громоздкий и дорогостоящий инструмент ограничивает возможности его переналадки при формовке труб одного диаметра, но с различными значениями толщины стенки и физико-механическими свойствами материала. В результате возможности управления процессом получения высококачественных труб ограничены.

Для определения рациональных параметров и направленной настройки существующего инструмента, а также для разработки новых принципов управления процессом формовки исследована кинематика процесса формообразования (рис. 1) и получены зависимости позиционирования деформирующего инструмента (табл. 1).

Для обозначения координат инструмента, изменяющихся в процессе формовки, приняты следующие обозначения: θ – угловая координата плеча дальнего ролика, отсчитываемая от положительной оси X против часовой стрелки; ψ – угловая координата плеча ближнего ролика относительно оси X; $\beta_п$ – половинный угол охвата (огибания) деформируемым листом

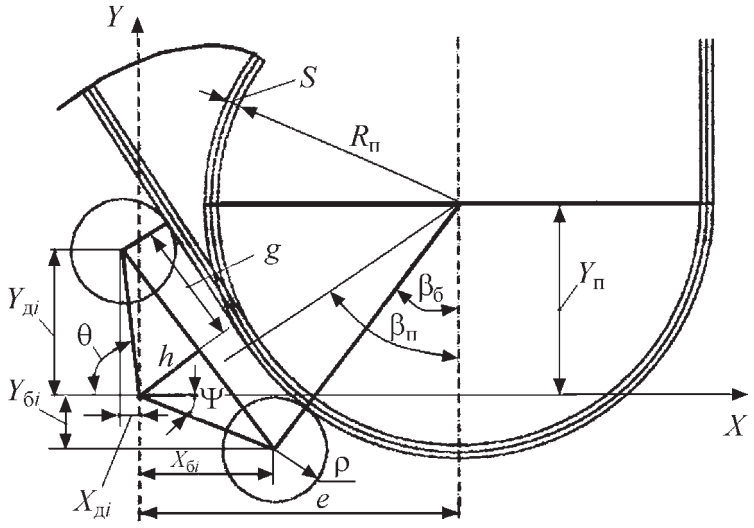


Рис. 1. Схема процесса формообразования труб

профильной поверхности пуансона; $\beta_б$ – угол контакта ближнего ролика с пуансоном через толщину листа S; $Y_п$ – расстояние от оси качания коромысла до диаметральной плоскости пуансона, $X_{дi}$, $Y_{дi}$, $X_{бi}$, $Y_{бi}$ – линейные координаты осей дальнего и ближнего роликов относительно оси качания коромысла в правой системе координат. Координаты в различных стадиях формовки имеют дополнительный индекс i, соответствующий номеру фазы.

Исходные данные положения и размеров пуансона, роликов и коромысел: ρ – радиус ролика коромысла; e – расстояние по горизонтали от оси качания коромысла до вертикальной оси пуансона, равное половине расстояния между осями коромысел; $R_п$ – радиус профиля пуансона; h – высота коромысла – удаление оси качания коромысла от его основания, т.е. линии, соединяющей оси его роликов; g – удаление оси дальнего ролика от высоты коромысла; S – толщина стенки деформируемой заготовки (без учета ее изменения в процессе формовки).

Зависимости, приведенные в таб. 1, реализованы в виде компьютерной программы расчета позиционирования формующего инструмента в функции от его исходных параметров и размеров заготовки.

Результаты расчета на ПВМ по этой программе позволяют определить необходимые характеристики настройки оборудования и являются базовыми для решения задачи определения остаточных деформаций формуемой трубы.

Исходные данные, мм:

ρ	e	$R_п$	S	h	g
90	517,5	328	12	130	215

По результатам расчетов получены следующие значения:

$Y_{пi}$, мм	ψ_i, °	θ_i, °	$X_{бi}$	$Y_{бi}$	$X_{дi}$	$Y_{дi}$	$\beta_б$, °
			мм				
560,000	31,159	148,841	215,000	130,00	–215,000	130,000	0,0000

1. Зависимости для определения геометрических параметров исходного положения инструмента, конца I и окончательной фаз формования трубы

Расчетные характеристики	Исходное положение	Конец I фазы	Конец формовки
Расстояние от оси коромысла до диаметральной плоскости пуансона $I_{пi}$, мм	$Y_{п.и} = R_п + S + \rho + h$	$Y_{п0} = \sqrt{g^2 + (R_п + \rho + h + S)^2 - e^2}$	$Y_{п.к} = Y_{б.к} + (R_п + S + \rho)\cos\beta_{б.к}$
Угол плеча ближнего ролика ψ_i, °	$\psi_и = \mathrm{arctg}\,\frac{h}{g}$	$\psi_0 = \mathrm{arctg}\,\frac{h}{g} - \beta_{п0}$	$\psi_к = \theta_к - 2\,\mathrm{arctg}\,\frac{g}{h}$
Угол плеча дальнего ролика θ_i, °	$\theta_и = 90° + \mathrm{arctg}\,\frac{g}{h}$	$\theta_0 = \mathrm{arctg}\,\frac{h}{g} - \beta_{п0} + 2\,\mathrm{arctg}\,\frac{g}{h}$	$\theta_к = \arccos\frac{e - (R_п + S + \rho)}{r}$
Координаты оси ближнего ролика $X_{бi}$, $Y_{бi}$, мм	$X_{б.и} = g$ $Y_{б.и} = h$	$X_{б0} = r\cos\psi_0$ $Y_{б0} = r\sin\psi_0$	$X_{б.к} = r\cos\psi_к$ $Y_{б.к} = r\sin\psi_к$
Координаты оси дальнего ролика $X_{дi}$, $Y_{дi}$, мм	$X_{д.и} = -g$ $Y_{д.и} = h$	$X_{д0} = r\cos\theta_0$ $Y_{д0} = r\sin\theta_0$	$X_{д.к} = e - (R_п + S + \rho)$ $Y_{д.к} = r\sin\theta_к$
Половина угла охвата пуансона β_i, °	$\beta_0 = 0$	$\beta_{п0} = \mathrm{arctg}\,\frac{e}{Y_{п0}} - \mathrm{arctg}\,\frac{g}{R_п + S + \rho + h}$	$\beta_{б.к} = \arcsin\frac{e - X_{б.к}}{R_п + S + \rho}$

Результаты расчета исходного положения:

$Y_{п0}$, мм	ψ_0, °	θ_0, °	$X_{б0}$	$Y_{б0}$	$X_{д0}$	$Y_{д0}$	$\beta_{б0}$, °
			мм				
303,346	–7,460	110,222	249,120	–32,619	–86,844	235,861	38,619

Результаты расчета первой фазы формовки с изменением $\beta_{бi}$ с шагом 1°:

$Y_{пI}$, мм	ψ_I, °	θ_I, °	$X_{бI}$	$Y_{бI}$	$X_{дI}$	$Y_{дI}$	$\beta_{бI}$, °
			мм				
560,000	31,159	148,841	215,000	130,000	–215,000	130,000	0,0000
551,052	30,159	147,841	217,236	126,228	–212,698	133,732	1,000
542,270	29,159	146,841	219,406	122,417	–210,332	137,424	2,000
533,647	28,159	145,841	221,509	118,570	–207,902	141,074	3,000
525,180	27,159	144,841	223,545	114,686	–205,408	144,681	4,000

Выявлены две характерные по условиям деформирования заготовки и нагружения инструмента рабочие фазы процесса (рис. 2).

Расчетные зависимости (см. табл. 1, 2) позволяют определить промежуточные координаты инструмента и границу этих фаз деформирования.

В ходе решения задачи теории пластического течения методом конечных элементов поэтапно, в соответствии с заданной кинематикой прослежен процесс формовки трубной заготовки и определены геометрические характеристики деформируемых труб после снятия рабочей нагрузки. Точность расчета пружинения определяется надежностью сведений о механических свойствах деформируемого материала: кривой упрочнения и упругими характеристиками.

Решение задачи пластического течения позволяет: получить данные о силах нагружения прессового оборудования при изменении параметров трубной заготовки; установить локальные области взаимодействия деформирующего инструмента с формуемым изделием и области отрыва поверхности заготовки от инструмента (рис. 3); определить формоизменение трубы в процессе формовки и после разгрузки (рис. 4) при подъеме пуансона в верхнее, исходное положение. На рис. 4 представлен вариант такого решения с параметрами лабораторной физической модели.

Для оценки геометрических характеристик изделия после снятия внешних нагрузок (после разгрузки) на основании результатов расчета координат точек, определяющих конфигурацию внутренней поверхности,

2. Зависимости для определения геометрических параметров положения инструмента I и II фаз формования трубы

Расчетные характеристики	I фаза формовки	II фаза формовки
Угол плеча ближнего ролика ψ_i, °	$\operatorname{arctg}\frac{h}{g} \le \psi_I \le \psi_0$	$\psi_0 \le \psi_{II} \le \psi_к$
Угол плеча дальнего ролика θ_i, °	$\theta_I = 2\operatorname{arctg}\frac{g}{h} - \psi_I$	$\theta_{II} = 2\operatorname{arctg}\frac{g}{h} + \psi_{II}$
Координаты оси ближнего ролика $X_{бi}$, $Y_{бi}$, мм	$X_{бi} = r\cos\psi_I$ $Y_{бi} = r\sin\psi_I$	$X_{бII} = r\cos\psi_{II}$ $Y_{бII} = r\sin\psi_{II}$
Координаты оси дальнего ролика $X_{дi}$, $Y_{дi}$, мм	$X_{дI} = r\cos\theta_I$ $Y_{дI} = r\sin\theta_I$	$X_{дII} = r\cos\theta_{II}$ $Y_{дII} = r\sin\theta_{II}$
Центральный угол точки контакта пуансона с ближним роликом $\beta_{бi}$, °	Нет	$\beta_{бII} = \arcsin\frac{e - X_{бII}}{R_п + S + \rho}$
Половина угла охвата пуансона $\beta_{пi}$, °	$\beta_0 \le \beta_{пI} \le \beta_{п0}$ $\beta_{пI} = \operatorname{arctg}\frac{g}{h} - \psi_I$	$\beta_{пII} = 90° - \left(\arccos\frac{R_п + S + \rho}{\sqrt{(Y_{пII} - Y_{дII})^2 + (e - X_{дII})^2}} + \right.$ $\left. + \arcsin\frac{Y_{пII} - Y_{дII}}{\sqrt{(Y_{пII} - Y_{дII})^2 + (e - X_{дII})^2}}\right)$
Расстояние от оси коромысла до диаметральной плоскости пуансона $Y_{пi}$, мм	$Y_{пI} = \frac{R_п + S + \rho + h - e\sin\beta_{пI}}{\cos\beta_I}$	$Y_{пII} = Y_{бII} + (R_п + S + \rho)\cos\beta_{бII}$

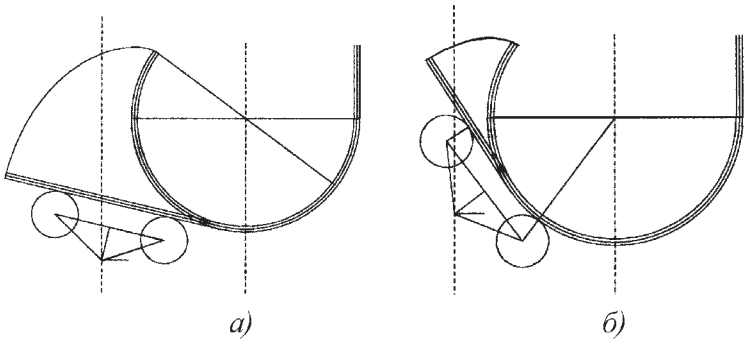


Рис. 2. Первая (*а*) и вторая (*б*) фазы формовки

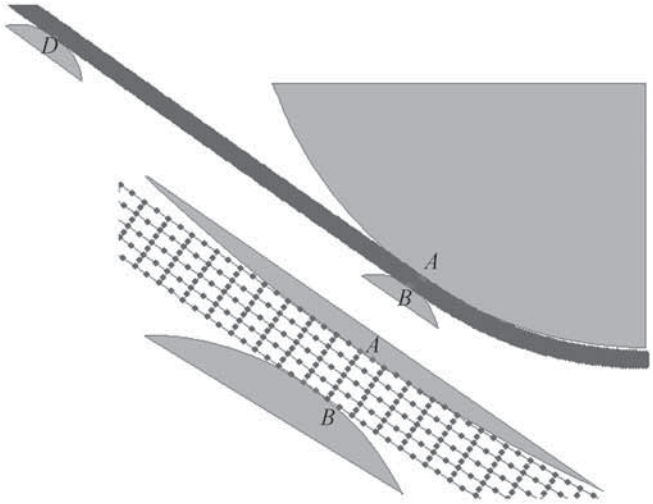


Рис. 3. Положение листа и инструмента на стыке двух фаз формовки

получены зависимости, позволяющие определить ее увеличенный радиус и отклонения формы от цилиндрической. Знание радиуса кривизны полученного изделия при заданной форме пуансона и параметрах заготовки обеспечивает выбор параметров инструмента.

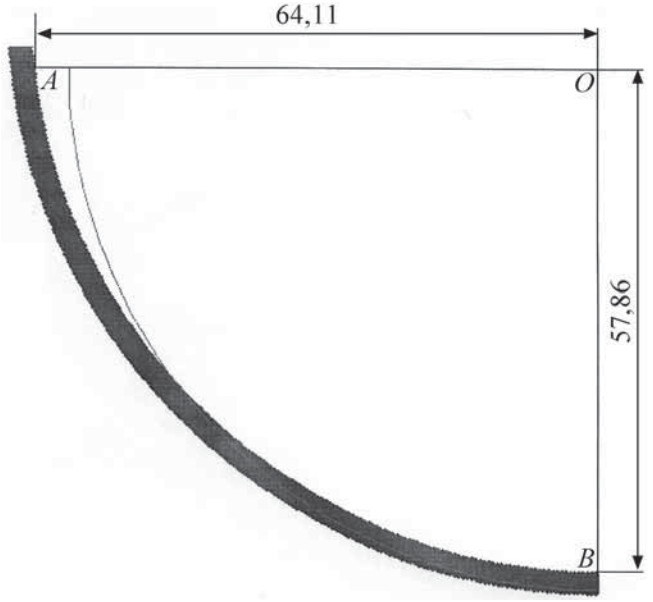


Рис. 4. Картина разгрузки по окончании процесса формовки

Расчетным путем установлено влияние профиля инструмента на изменение геометрии полуобечаек двухшовной трубы. Это позволило разработать новые способы профилирования и изменения геометрии пуансона для повышения точности размеров труб, выходящих из пресса предварительной формовки.

По результатам расчетов предложен сборный инструмент с переменным профилем, позволяющий управлять процессом формовки в результате его переналадки. Результатом научно-технического поиска управления качеством получаемых труб явилась серия заявок на изобретения вновь предложенного трубодеформирующего инструмента для варианта формовки с существующим “кулисным” механизмом. В основу изобретений положены принципы профилирования пуансона переменной геометрии в зависимости от механических свойств материала и параметров трубы.

Кроме указанной выше цели, прогнозируемое формоизменение обеспечивает: вероятность снижения цикличности процесса формовки путем исключения ряда операций благодаря возможности значительного повышения точности профиля сечения трубы на стадии предварительной формовки, более равномерное распределение остаточных напряжений по поперечному сечению трубы, что важно для последующей операции сварки.

В связи с техническими и экономическими трудностями опытной проверки полученных результатов исследования подготовлен лабораторный физический эксперимент. С использованием критериев подобия разработана методика эксперимента, выполнен рабочий проект и изготовлено оборудование для физического моделирования процесса формовки с применением существующего и вновь предложенного инструмента.

Таким образом, в результате теоретического исследования процесса предварительной прессовой формовки труб большого диаметра разработан комплекс программ, позволяющий прогнозировать характеристики процесса формоизменения заготовки и окончательную геометрию готового изделия. Итоговые зависимости являются основанием для выбора рациональной формы и параметров технологического инструмента, обеспечивающего повышение точности размеров формуемых труб в диапазоне заданных марко-типоразмеров.

Юрий Борисович Чечулин, д-р техн. наук;
Юрий Вольфович Песин, канд. техн. наук;
Виталий Михайлович Душкин, канд. техн. наук,
wmdush@e1.ru;
Сергей Константинович Буйначев, канд. техн. наук;
Алексей Олегович Кичка, ассистент;
Наталья Юрьевна Песина, ассистент;
Юрий Иванович Рыбин, д-р техн. наук;
Игорь Александрович Романцов, канд. техн. наук

УДК 669.295:539.25

О.В. Семендеева, Н.В. Учеваткина, В.В. Овчинников
(Московский государственный индустриальный университет)

Современное состояние метода имплантации деталей из титановых сплавов (обзор)

Представлен анализ отечественных и зарубежных публикаций в научно-технической периодической литературе по вопросу модифицирования поверхности деталей из титановых сплавов методом ионной имплантации. Обзор охватывает статьи по исследуемой теме, опубликованные в период с 1991 по 2010 г.

The analysis of domestic and foreign publications in the scientific and technical periodic literature concerning modifying of surface of details from titanic alloys by method of ion implantation is presented. The review covers atricles on the investigated theme published during in the period from 1991 to 2010.

Ключевые слова: ионная имплантация; титановые сплавы; доза облучения; энергия ионов; механические свойства; износ; трибологические свойства; коррозионная стойкость.

Keywords: ion implantation; titanium alloys; radiation dose; energy of ions; mechanical properties; wear; tribological properties; corrosion resistance.

Титановые сплавы – это уникальные материалы, обладающие высокой прочностью, хорошей коррозионной стойкостью в сочетании с небольшой плотностью, что определило их широкое применение в таких областях, как медицина, авиация, судостроение, ракетная техника, машиностроение и др. [1–6].

Лидирующее положение титана как коррозионно-стойкого материала неоспоримо. Однако несмотря на высокие механические свойства в сочетании с небольшой плотностью и хорошей коррозионной стойкостью, широкому применению титана и его сплавов в качестве конструкционного материала для подвижных деталей машин препятствует исключительно большая склонность к схватыванию и задиранию при работе на трение скольжения даже в условиях обильной подачи смазки. Это обусловливается в первую очередь сравнительно высоким (0,5) коэффициентом трения по титану. При скольжении титана по поверхности других, более твердых металлов коэффициент трения первоначально низкий, но затем быстро повышается и достигает 0,5 вследствие того, что титан налипает на поверхность этих металлов.

Титан и его сплавы значительно хуже адсорбируют смазки, чем конструкционная среднелегированная сталь. Поэтому исключается применение титана и его сплавов для изготовления подвижных трущихся деталей без специальной обработки поверхности трения, даже при использовании наиболее активных сульфированных смазок.

Для увеличения стойкости деталей против разрушения при работе в условиях трения путем повышения твердости и сопротивляемости износу рабочего поверхностного слоя применяют антифрикционные покрытия. Материалы покрытий должны быть высокотвердыми, износостойкими и во многих случаях теплостойкими. Эти общие требования необходимы для обеспечения стойкости против изнашивания большого числа конструкций, работающих в разнообразных условиях трения: при контакте с трущимися деталями, воздействии потока жидкости или газа, приводящем к эрозионному износу, воздействии на изнашивающуюся поверхность многократно повторяющихся знакопеременных или динамических нагружений и др.

Основными способами повышения износостойкости узлов трения из титановых сплавов являются методы нанесения покрытий: гальванические (хромирование, анодирование и др.), химическое никелирование, химико-термические (азотирование, оксидирование – альфирование), напыление тугоплавких частиц с помощью детонационного, плазменного и электроискрового методов. Эти методы позволяют получить на поверхности слой толщиной 10...100 мкм (при напылении несколько больше – 0,2...0,5 мм), что можно применять в однородных парах трения для изделий типа петли, резьбы, шпоночные и шлицевые пазы с числом циклов 10...50 при невысокой нагрузке.

Перспективным методом обработки поверхностей деталей для улучшения этих свойств является *ионная имплантация*, с помощью которой происходит насыщение поверхности различными ионами металлов и газов [7–9].

Технология ионного легирования позволяет внедрить смеси из любых элементов на заданную глубину, получая

модифицированные слои, в том числе и из несмешивающихся компонентов с уникальными структурами и свойствами. Процесс ионного насыщения сопровождается образованием в имплантированном слое большого количества радиационных дефектов, насыщенных и перенасыщенных твердых растворов и интерметаллидных соединений, которые могут изменить в положительную сторону механические, электрические и другие свойства материала. Также значительное влияние на изменение свойств при ионной имплантации оказывает структурно-фазовый состав титанового сплава и его предимплантационное состояние.

Для улучшения поверхностной прочности и износостойкости титановых сплавов применяют имплантацию ионов газов O, B, N^+, C^+, Ar^+ [10–14].

Имплантация титанового сплава Ti–2,2Al–0,6Mn ионами Ar^+ [13] показала увеличение усталостной прочности титанового сплава, обусловленное изменением состава и структуры поверхностных слоев при ионной имплантации.

Так, в исходном состоянии сплав состоял из α-фазы и небольшого количества β-фазы, располагающейся по границам зерен α-фазы с размером 10...16 мкм. После имплантации при малых дозах наблюдалось обогащение поверхностного слоя атомами марганца (до 20...50 % ат.) и алюминия (8...12 % ат.). С увеличением дозы количество атомов алюминия возрастает (до 20...50 % ат.), а марганца уменьшается (до 10...34 % ат.). Вероятно, этот процесс можно объяснить радиационно-стимулированной диффузией.

Усталостные испытания показали, что образцы, облученные аргоном (доза $10^{16}...3\cdot10^{16}$ ион/см^2), выдержали большее число циклов до разрушения по сравнению с исходными образцами при равных напряжениях по сечению. Максимальное увеличение усталостной прочности происходит при дозе 10^{16} ион/см^2. Повышение микротвердости на 10...30 % относительно исходного состояния авторы работы [13] объясняют интенсивным образованием радиационных дефектов, выступающих энергетическими барьерами, закрепляющими дислокации.

В то же время в работе [13] показано, что после имплантации титанового сплава Ti–2,2Al–0,6Mn ионами Si^+ также происходит увеличение усталостной прочности и микротвердости, обусловленное изменением состава и структуры поверхностных слоев.

В работах [14–28] приведены результаты ионного насыщения газами (N^+, Ar^+, B и др.) поверхности сплава TiNi (51,5 % Ni), обладающего эффектом памяти формы в мартенситном состоянии. Это насыщение приводит к уменьшению износостойкости, усталостной прочности и повышению коррозионной стойкости [16].

Имплантация ионов азота в поверхностный слой титановых сплавов ВТ4 и ВТ16 описана в работе [17]. Она приводит к формированию нитридных фаз титана. Так как основу этих титановых сплавов составляет α-фаза, то, по мнению авторов, вначале растворение азота происходит в гексагональной структуре титана с образованием твердого раствора внедрения, а затем образуется структура TiN. Образующийся нитрид титана оказывает непосредственное влияние на пластическое течение (чем больше концентрация внедренных атомов азота в титан, тем выше напряжение пластического течения). Этот эффект приводит к значительному повышению микротвердости и износостойкости титановых сплавов.

После облучения сплава ВТ4 ионами азота и кислорода максимальное увеличение микротвердости наблюдается у образцов, облученных ионами азота. Последовательное облучение азотом, а затем кислородом, либо одновременно их смесью, повышает микротвердость в меньшей степени (~ 10 %), чем имплантация чистого азота, что может быть объяснено значительно меньшей теплотой образования оксида титана по сравнению с нитридом. Повышение микротвердости при ионной имплантации сплава ВТ4 обусловливает существенное повышение износоустойчивости при абразивном истирании.

При исследовании влияния имплантации ионов азота и кислорода на износ в зависимости от длины пути истирания показано, что при облучении титанового сплава чистым азотом, а также последовательно азотом, а затем кислородом происходит значительное уменьшение износа по сравнению с последовательным облучением кислородом, а затем азотом.

В работах [22, 26, 28] показано, что имплантация ионами азота никелида титана приводит к увеличению механических свойств в результате структурно-фазовой перестройки. Структурные изменения характеризуются наличием в модифицированном слое азота в виде соединения TiN, а ближе к поверхности наблюдаются небольшие количества Ti_3O_5 и TiO_2. Этот слой препятствует диссоциации никеля, который распыляется на поверхности. В работе [14] сделано предположение, что атомы Ni (ионы) как бы "выдавливают" или "расталкивают" ионы N^+, возможно, вследствие внутренних сжимающих напряжений, а ионы азота стремятся в области с остаточными растягивающими напряжениями.

В работах [27–33] показано, что имплантация титанового сплава ВТ6 ионами различных газов также приводит к повышению механических и трибологических свойств и улучшению коррозионной стойкости.

Влияние ионного насыщения азотом поверхности Ti–6Al–4V на трибологические свойства рассмотрено в публикациях [27–32].

В работе [28] показано, что внедрение ионов азота приводит к уменьшению износа исследуемых образцов, однако при увеличении дозы выше $2{,}5\cdot10^{17}$ ион/см^2 тенденции к улучшению не наблюдается. В поверхностном слое при этом обнаружены соединения TiO+Ti и TiN.

В работе [31] представлены результаты имплантации ионов бора и азота в поверхность Ti–6Al–4V и влияние модифицированного слоя на износ и коррозионную стойкость. Полученные результаты свидетельствуют, что насыщение этими ионами в дозе $2\cdot10^{17}$ ион/см^2 уменьшает коэффициент трения и объем изнашивания фреттинга в воздухе и морской воде.

В работе [34] сплав Ti–6Al–4V подвергали испытаниям на коррозию, причем сравнивали образцы в исходном двухфазном состоянии, имплантируемые смесью N_2/H_2 и только газом N_2. Коррозионная стойкость имплантируемых образцов была в 10 раз выше по сравнению с исходным состоянием. Результаты свидетельствуют, что наилучшую стойкость показали образцы, имплантированные только азотом, несмотря на то что образцы, имплантированные смесью N_2/H_2, имели более обогащенный и более толстый слой азота. Вероятно, это объясняется радиационно-стимулированной диффузией.

Имплантацию ионов металлов (Al, W, Sn, Mo, Fe, V, Pb) проводят не только в целях повышения твердости, износоустойчивости и коррозионной стойкости сплавов, но и для

придания специфических свойств, например жаропрочности [34–40].

В работе [16] приведены результаты исследований модифицирования поверхности TiNi (51,5 % Ni) ионами Ni^+, Mo^+, W^+, которые показали, что твердость увеличилась на 30 %, а модуль упругости – почти в 4,5 раза относительно исходного состояния, также было подчеркнуто, что ионно-модифицированные слои на поверхности TiNi-сплавов влияют на эффект памяти формы (меняется температура мартенситных превращений).

В работе [34] рассмотрена имплантация ионов алюминия в сплав ВТ1 с использованием источника ускоренных ионов и плазмы на основе непрерывного вакуумно-дугового разряда, позволяющая получать модифицированный слой толщиной до 2,6 мкм. В поверхностном слое имплантированного титана формируются мелкодисперсные интерметаллидные фазы Ti_3Al и TiAl с размером зерен 70 нм, которые могут объединяться в конгломераты размером до 584 нм. Выявлено увеличение микротвердости имплантированного слоя по сравнению с исходным состоянием в 1,5–3 раза. Результаты трибологических испытаний показали, что интенсивность изнашивания исходного титана по сравнению с ионно-легированным состоянием выше в 2–2,5 раза. Недостатком является присутствие в поверхностном модифицированном слое примесей кислорода и углерода, адсорбированных из остаточной атмосферы вакуумной системы и приводящих к снижению пластичности.

Положительное влияние ионного насыщения алюминием поверхности титана для улучшения физико-механических характеристик, которое достигается в результате образования алюминидов титана при ионной имплантации, показано также и в других работах [35–37].

В работе [38] приведены результаты ионной имплантации титанового сплава ВТ23, имплантированного ионами железа и циркония, а затем облученного сильноточным электронным пучком. Максимальная доза имплантируемых ионов железа при этом составила $5\cdot10^{17}$ ион/см^2, ионов циркония $5\cdot10^{16}$ ион/см^2, а поток энергии 5,5 Дж/см^2. После двойной имплантации уменьшается коэффициент трения и увеличивается износостойкость, а после имплантации и обработки сильноточным электронным пучком возрастают глубина упрочненного слоя и износостойкость.

В работах [41, 42] показано, что насыщение поверхности никелида титана ионами тантала в дозе $3{,}1\cdot10^{17}$ ион/см^2 приводит к повышению стойкости к коррозии. Результаты исследования свидетельствуют, что химический состав имплантируемого слоя состоит преимущественно из TiO_2, Ta_2O_5, который способствует устойчивости коррозии.

В настоящее время широко применяют комбинированные методы насыщения поверхности ионами различных металлов и газов.

Для повышения износостойкости сплава Ti–6Al–4V поверхностный слой образцов насыщался оловом на глубину 3...5 мкм, а затем подвергался бомбардировке ионами азота N^{2+} при повышенной температуре, что существенно уменьшило силы трения и износа. Этот эффект объясняется образованием комплексов N–Sn, поскольку раздельное введение олова и азота не дало положительных результатов [43].

В работе [27] показано, что имплантация ионов N–W; N–Ni; N–Zr в поверхность никелида титана (NiTi) приводит к изменению физико-химических свойств. При этом значительно меняется рельеф поверхности, т.е. наблюдается значительная концентрация кратеров средних и мелких размеров. В то же время при имплантации ионов металлов в сплавы ВТ6 и ВТ22 рельеф поверхности имплантированных образцов не изменяется. В образцах ВТ22 были обнаружены: α-Ti; β-Ti; фазы $Al_{0,67}Cr_{0,08}Ti$; $Al_3Ti_{0,8}V_{0,2}$, а в образцах ВТ6 фазовый состав после имплантации: α-Ti; β-Ti; фазы Al_3Ti и Al_2Ti. В результате имплантирования ионов повысилась усталостная прочность при циклических нагрузках имплантированных образцов ВТ22, а также увеличилась нанотвердость и стойкость к износу. Существенным недостатком является появление вблизи поверхности высокой концентрации кислорода (из-за низкого вакуума в камере ускорителя).

В табл. 1 приведены данные с указанием марок титановых сплавов, имплантируемых элементов, доз, глубины имплантированного слоя, сравнительные результаты исходного материала и полученные после ионной имплантации.

Важным вопросом при изучении закономерностей процесса ионной имплантации является правильный выбор ме-

1. Основные характеристики различных титановых сплавов после имплантации

Источник информации	Обрабатываемый сплав (система)	Параметры имплантации ионов			
		Тип ионов, применяемых для имплантации	Ускоряющее напряжение, кВ	Импульсный ток, А (плотность тока, А/см^2)	Температура поверхности образцов, К
13	Ti–2,2Al–0,6Mn	Si, Ar	40	($1\cdot10^{-5}$)	–
16	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$	N^+	60	($0{,}8...1{,}0\cdot10^{-3}$)	523
		$N^+ + Ni^+$, W + Mo			
22	$Ti_{54}Ni_{46}$	B, N^+	150	–	–
26	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$	$N^+ + Ni^+$	60	–	487
27	ВТ22	N–W; N–Ni; N–Zr	60	–	523
	ВТ6	N–W; N–Ni; N–Zr	60	–	523

Продолжение табл. 1

Источник информации	Обрабатываемый сплав (система)	Параметры имплантации ионов			
		Тип ионов, применяемых для имплантации	Ускоряющее напряжение, кВ	Импульсный ток, А (плотность тока, А/см^2)	Температура поверхности образцов, К
28	Ti–6Al–4V	N_2^+	–	–	–
29	Ti–6Al–4V	N^+	120	–	–
		N +C			
30	Ti–6Al–4V	Al^{2+}, Au^{3+}, N^+	$(1,5...5)\cdot10^3$	–	–
31	Ti–6Al–4V	B, N^+	40	–	–
32	Ti–6Al–4V	B, N^+	50, 100		723, 873
33	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$	Ta	–	–	310
34	ВТ1	Al	20	145	1170
35	Ti	Al	–	–	–
37	ВТ1-0	Al	20	145	1170
38	Ti_{41}–Al_{41}–V_{18} (ВТ23)	Fe, Zr	60 (Fe) 40 (Zr)	$(1,8\cdot10^{-3})$	–
				$(2,2\cdot10^{-3})$	–
				$(3,5\cdot10^{-3})$	–

Источник информации	Параметры имплантации ионов		Толщина ионно-легированного слоя, нм	Фазовый состав	Изменение свойств
	Время имплантации, мин	Доза облучения, ион/см^2			
13	–	$10^{15}...5\cdot10^{16}$	–	–	Увеличение микротвердости на 10...30 %, повышение усталостной прочности
16	30	$5\cdot10^{17}...1\cdot10^{18}$	280...300	–	Увеличение микротвердости на 15...20 %, увеличение модуля упругости в 4–4,5 раза
		$5\cdot10^{17}$	–	B_1(TiNi), B_4(TiNi), TiN и вероятно Ni_3N (при совместной имплантации $N^+ + Ni^+$)	Увеличение микротвердости на 30 %, увеличение модуля упругости в 4–4,5 раза
22	–	$1\cdot10^{16}$, $5\cdot10^{16}$, $1\cdot10^{17}$	–	–	Увеличение микротвердости и модуля упругости
26	30	$1\cdot10^{18}$ (N^+), $5\cdot10^{17}$ (Ni^+)	80...160	B_2(TiNi), Ti_2Ni	Увеличение микротвердости от 4,4 до 7,7 ГПа (при имплантации ионами N^+) и до 8,4 ГПа при имплантации ионами Ni^+)
27	–	От $5\cdot10^{17}$ до 10^{18}	850	α-Ti; β-Ti; фазы $Al_{0,67}Cr_{0,08}Ti$; $Al_3Ti_{0,8}V_{0,2}$	Увеличение микротвердости, повышение стойкости к износу в 1,7 раза
		От $5\cdot10^{17}$ до 10^{18}	–	α-Ti; β-Ti; фазы Al_3Ti и Al_2Ti	
28		$2,5\cdot10^{17}$	–	–	Улучшение трибологических свойств
29	–	От $1\cdot10^{16}$ до $1\cdot10^{18}$	–	–	Увеличение твердости и повышение трибологических свойств
		$1\cdot10^{18}$	–	TiC, Ti(C, N)	
30	–	$1\cdot10^{16}$	–	–	

Окончание табл. 1

Источник информации	Параметры имплантации ионов		Толщина ионно-легированного слоя, нм	Фазовый состав	Изменение свойств
	Время имплантации, мин	Доза облучения, ион/см^2			
31	–	$2\cdot10^{17}$	–	–	Уменьшение коэффициента трения и объема изнашивания
32	–	$3\cdot10^{17}$	–	–	Улучшение трибологических свойств (низкий коэффициент трения)
33		$1{,}5\cdot10^{17}$	–	TiO_2, Ta_2O_5	Улучшение коррозионной стойкости
34	125	$2{,}2\cdot10^{18}$	2600	Ti_3Al, TiAl, TiO_2 (рутил.), γ-Al_2O_3 (куб.), γ'-Al_2O_3 (куб.)	Увеличение микротвердости в 1,5–3 раза, повышение стойкости к износу в 2–2,5 раза
35	–	$3\cdot10^{17}$ и $\geq 10^{18}$	От 100 до 200	Ti_3Al, TiAl	Увеличение коррозионной стойкости и износостойкости
37	12	$2{,}2\cdot10^{17}$	400	α_2-Ti_3Al, γ-TiAl, α-фаза, TiO_2 (рутил.), TiC	–
	35	$6{,}2\cdot10^{17}$	1600	α_2-Ti_3Al, γ-TiAl, α-фаза, TiO_2 (гекс.), TiC, γ-Al_2O_3	–
	60	$11{,}0\cdot10^{17}$	2000	α_2-Ti_3Al, γ-TiAl, α-фаза, TiO_2 (гекс.), γ-Al_2O_3	Увеличение микротвердости в 1,2–2 раза
38	–	$8\cdot10^{16}$ (Fe) $5\cdot10^{16}$ (Zn)	До 500	–	Увеличение микротвердости (до 9 ГПа), повышение стойкости к износу
	–	$1\cdot10^{17}$ (Fe) $5\cdot10^{16}$ (Zn)	–	–	
	–	$5\cdot10^{17}$ (Fe) $5\cdot10^{16}$ (Zn)	–	–	

тода исследования структуры поверхности материала, полученной после облучения, который определяет достоверность получаемых результатов исследований.

Большинство современных методов изучения поверхности металлов после ионной имплантации основано на анализе взаимодействия пучков электронов, нейтральных атомов или молекул, электромагнитных волн различного диапазона с веществом. При этом анализируются поглощение, рассеяние первичного и испускание вторичного излучения.

Известно несколько десятков методов исследования поверхностей, многие из которых рассмотрены в работе [44] и сведены в табл. 2. Как видно из табл. 2, приведенные методы относятся либо к разрушающему методу контроля, либо к неразрушающему. Наибольшее распространение получили дифракция медленных электронов, электронная Оже-спектроскопия, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия, рентгеноструктурный анализ, ядерная гамма-резонансная спектроскопия. Интенсивно развиваются ядерно-физические методы исследования поверхностей, из которых в рамках исследования ионной имплантации наибольший интерес представляют методы обратного резерфордовского рассеяния, ядерных реакций и метод вторичной ионной масс-спектрометрии.

Выбор того или иного метода основывается на поставленных перед исследователем задачах. Так, в работе [45] критикуется применение неразрушающих методов анализа элементного состава и структуры, в частности при изучении "эффекта дальнодействия".

Заключение. Анализ литературных источников показал, что ионная имплантация является эффективным и перспективным методом повышения трибологических и физико-химических характеристик титановых сплавов. В то же время данный метод обладает недостатком, который заключается в возможности проникновения в титановые сплавы в процессе обработки различных газовых примесей, например кислорода и углерода, негативно влияющих на свойства. Этот недостаток обусловлен высокой газопроницаемостью сплавов и в некоторых случаях низким вакуумом, а также системой вакуумирования установки (применяются диффузионные или поглотительные насосы).

2. Наиболее распространенные экспериментальные методы исследования поверхности металлических материалов после ионной имплантации

Метод исследования	Глубина анализируемого слоя, нм	Чувствительность	Особенности метода
Дифракция медленных электронов	1	$2 \cdot 10^{-3}$ монослоя	Неразрушающий; анализ упорядочения атомов
Электронная Оже-спектроскопия		0,01...0,1 %	Неразрушающий; полуколичественный; анализ элементов
Рентгеновская спектроскопия фотоэлектронов	0,5...2	0,1...1 %	Полуколичественный; определение валентных состояний
Ядерная гамма-резонансная спектроскопия	Определяется глубиной залегания резонансных ядер	Относительное разрешение по энергиям $10^{-13}...10^{-14}$ эВ	Неразрушающий
Скользящий пучок рентгеновских лучей	10^2	–	Неразрушающий; анализ упорядочения атомов
Обратное резерфордовское рассеяние	10^3	1 %	Неразрушающий; количественный; получение концентрационных профилей
Метод ядерных реакций			Неразрушающий; полуколичественный
Электронный микроанализ	$10^2...10^4$	$10^2...10^3$ атомных слоев	Неразрушающий; количественный; возможность сканирования поверхности
Растровая электронная микроскопия	5...10	–	Неразрушающий; анализ топографии поверхности
Электронно-стимулированная десорбция	5	10^{-2} монослоя	Разрушающий; возможность исследования адсорбционных явлений
Отражательная электронография	1...10	–	Неразрушающий; анализ упорядочения атомов
Ионизационная спектроскопия	1	10^{-1} монослоя	Неразрушающий
Ультрафиолетовая электронная спектроскопия	3	$2 \cdot 10^{-2}$ монослоя	
Спектрометрия рассеянных ионов	1	$10^{-2}...10^{-3}$ монослоя	Полуколичественный; получение концентрационных профилей
Ионно-зондовый микроанализ		10^{-5} %	Разрушающий; полуколичественный; получение трехмерных концентрационных профилей
Вторичная ионная масс-спектрометрия			Разрушающий; полуколичественный; получение концентрационных профилей
Масс-спектрометрия тлеющего разряда		1 монослой	Разрушающий; получение концентрационных профилей

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Опыт** и проблемы применения титановых сплавов в авиационных двигателях / В.М. Чепкин. М.: Титан, 1995.

2. **Применение** титановых сплавов в авиадвигателях разработки АО "Авиадвигатель" / Ю.Е. Решетников. М.: Титан, 1995.

3. **Научные** основы создания свариваемых титановых сплавов морского назначения / И.В. Горынин, С.С. Ушаков. СПб.: Вопросы материаловедения, 1999.

4. **Титановые** сплавы в конструкциях пассажирских самолетов / В.Т. Климов, В.В. Садков. М.: Титан, 1998.

5. **Титановые** сплавы в ракетно-космической технике / Ю.И. Пономарев. М.: Титан, 1998.

6. **Титан** в промышленности / С. Абковица, Дж. Бурке и Р. Хильца. М.: ОБОРОНГИЗ, 1967.

7. **Ионная** имплантация: сб. статей. Пер. с англ. / под ред. Д.М. Хирвонена. М.: Металлургия, 1985.

8. **Хирвонен Дж. К.** Ионная имплантация. М.: Металлургия, 1985. 285 с.

9. **Теория** и технология азотирования / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г.И. Шпис, З. Бемер. М.: Металлургия, 1991. 320 с.

10. **Диденко А.Н., Шулов В.А., Ремнев Г.Е.** и др. Физико-химическое состояние поверхностных слоев и эксплуатационные свойства сплава ВТ18У, подвергнутого воздействию мощного ионного пучка // ФиХОМ. 1991. № 5. С. 14–23.

11. **Глубокое** азотирование мартенситной стали и титанового сплава при имплантационно-плазменной обработке / М.В. Атаманов, М.И. Гусева, Г.М. Гордеева, Ю.В. Мартыненко, В.Е. Неумоин, А.М. Смыслов // Металлы. 2000. № 2. С. 106–111.

12. **Раджабов Т.Д., Богдасарян А.С.** Изменение поверхностной микротвердости и износостойкости сплава титана в результате ионного азотирования // Поверхность. 1986. № 11. С. 104–111.

13. **Механические** свойства и состав поверхности титанового сплава в зависимости от дозы облучения ионами Si и Ar / П.В. Быков, Ф.З. Гильмудинов, А.А. Колотов, Н.А. Орлова, В.Я. Баянкин // VI Всероссийский семинар "Физические и физико-химические основы ионной имплантации". Нижний Новгород, 15–17 октября 2002 г. С. 119–126.

14. **Влияние** электрополировки и ионной имплантации азота в поверхность на электрохимическое поведение титана и никелида титана в растворе NaCl / О.И. Налесник, Ю.Ф. Ясенчук, Н.А. Мазуркина, В.И. Итин, В.Э. Гюнтер // Имплантанты с памятью формы. 1992. № 4. С. 53–58.

15. **Сивоха В.П., Мейснер Л.Л., Гриценко Б.П.** Материал на основе никелида титана с эффектом памяти формы: пат. на изобретение № 2191842. 27.10.2002.

16. **Влияние** высоких доз N^+, N^++Ni, Mo^++W^+ на физико-механические свойства NiTi / А.Д. Погребняк, С.Н. Братушка, Л.В. Маликов, Н. Левинтант, Н.К. Ердыбаева, С.В. Плотников, Б.П. Гриценко // Журнал технической физики. 2009. Т. 79. Вып. 5. С. 65–72.

17. **Авдиенко К.И., Авдиенко А.А., Коваленко И.А.** Влияние элементного состава пучка ионов на фазообразование и упрочнение поверхности конструкционных материалов // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 92. № 6. С. 103–107.

18. **Jan Van Humbeeck**. Preface to the viewpoint set on: Shape memory alloys Scripta Materialia. January 2004. Vol. 50. Issue 2. P. 179–180.

19. **Thermodynamics** of isotropic pseudoelasticity in shape memory alloys / B. Raniecki, Ch. Lexcellent // European Journal of Mechanics - A // Solids. March-April 1998. Vol. 17. Issue 2. P. 185–205.

20. **Thermodynamic** analysis of the martensitic transformation in plastically deformed NiTi alloy / D. Chrobak, H. Morawiec // Scripta Materialia. 26 March 2001. Vol. 44. Issue 5. P. 725–730.

21. **Surface** morphology and plastic deformation on the ion-implanted TiNi alloy / L.L. Meisner, V.P. Sivokha, A.I. Lotkov, L.A. Derevyagina // Physica B: Condensed Matter. December 2001. Vol. 307. Issues 1–4. P. 251–257.

22. **Structural** and mechanical characterisation of boron and nitrogen implanted NiTi shape memory alloy / H. Pelletier, D. Muller, P. Mille, J.J. Grob // Surface and Coatings Technology. September 2002. Vol. 158–159. P. 309–317.

23. **Multiple-step** martensitic transformations in Ni-rich NiTi shape memory alloys / M.C. Carroll, Ch. Somsen, G. Eggeler // Scripta Materialia. January 2004. Vol. 50. Issue 2. P. 187–192.

24. **Surface** modification on NiTi for orthopaedic braces by plasma immersion ion implantation / S. Mändl, J.W. Gerlach, B. Rauschenbach // Surface and Coatings Technology. 22 June 2005. Vol. 196. Issues 1–3. P. 293–297.

25. **Surface** properties of nitrogen-ion-implanted TiNi shape memory alloy // Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material. April 2006. Vol. 13. Issue 2. P. 154–157.

26. **Структурно-фазовые** изменения в приповерхностных слоях титанового сплава TiNi после ионной имплантации / А.Д. Погребняк, В.М. Берсенев, Н. Левинтант, Л.В. Маликов, С.Н. Братушка, Н.К. Ердыбаева // ФИП PSE. 2009. Т. 7. № 3 С. 239–243.

27. **Погребняк А.Д.** Влияние высокодозной имплантации ионов металлов и газов на физико-механические свойства титановых сплавов // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (17). 2008. № 1. С. 81–92.

28. **Improving** the tribological properties of Ti–6Al–4V alloy by nitrogen-ion implantation / Y. Itoh, A. Itoh, H. Azuma, T. Hioki // Surface and Coatings Technology. 29 January 1999. Vol. 111. Issues 2–3. P. 172–176.

29. **Surface** modification of Ti–6Al–4V alloy by nitrogen ion implantation / P. Budzynski, A.A. Youssef, J. Sielanko // Wear. 20 December 2006. Vol. 261. Issues 11–12. P. 1271–1276.

30. **Characterization** of high energy ion implantation into Ti–6Al–4V / M.P. Carroll, K. Stephenson, K.O. Findley // Journal of Nuclear Materials. 31 May 2009. Vol. 389. Issue 2. P. 248–253.

31. **Effect** of ion implantation on fatigue, fretting and fretting-corrosion of Ti–6Al–4V / S. Saritas, R.P.M. Procter, W.A. Grant // Materials Science and Engineering. A. 1. August 1989. Vol. 115. P. 307–314.

32. **Tribomechanical** properties of ion-implantation-synthesized BN films and their dependence on Ti–6Al–4V substrate hardness / Tandjaoui Baazi, Emile J. Knystautas, Michel Fiset // Surface and Coatings Technology. May 1995. Vol. 72. Issues 1–2. P. 120–127.

33. **Corrosion** behavior of Ti–6Al–4V alloy treated by plasma immersion ion implantation process / L.L.G. da Silva, M. Ueda, M.M. Silva, E.N. Codaro // Surface and Coatings Technology. 5 August 2007. Vol. 201. Issues 19–20. P. 8136–8139.

34. **Модификация** поверхностных слоев титана при высокоинтенсивной ионной имплантации алюминия / И.А. Божко, И.А. Курзина, И.Б. Степанов, Ю.П. Шаркеев // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 4. С. 58–62.

35. **Phase** formation in aluminium implanted titanium and the correlated modification of mechanical and corrosive properties / I. Tsyganov, E. Wieser, W. Matz, A. Mcklich, H. Reuther, M.T. Pham, E. Richter // Thin Solid Films. 2000. V. 376. P. 188–197.

36. **Knight S.T., Evans P.J., Samandi M.** Titanium aluminide formation in Ti implanted aluminium alloy // Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. 1996. V. B119. P. 501–504.

37. **Высокоинтенсивная** имплантация ионов алюминия в никель и титан / И.А. Курзина, И.А. Божко, М.П. Калашников, С.В. Фортуна, В.А. Батырева, И.Б. Степанов, Ю.П. Шаркеев // Известия Томского политехнического университета. 2004. Т. 307. № 3. С. 30–35.

38. **Изменение** свойств титанового сплава ВТ23, вызванное имплантацией ионов железа и циркония и последующим воздействием низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком / Е.А. Базыль, А.Д. Погребняк, Б.П. Гриценко, С.В. Соколов // Письма в ЖТФ. 1999. Т. 25 (15). С. 66–73.

39. **Фазовый** состав поверхностного слоя сплава ВТ6 после имплантации ионов W и Mo / Н.К. Ердыбаева, А.Д. Погребняк, С.В. Плотников, А.И. Купчишин // Научно-тематический сборник "Радиационно-термические процессы в металлах, сплавах и композитах" / под ред. А.И. Купчишина. Алматы, 2009. С. 39–42.

40. **Морфология** и элементный состав поверхностного слоя сплава ВТ22 после двойной имплантации ионами Mo^+, W^+ / Н.К. Ердыбаева, А.Д. Погребняк, С.В. Плотников, А.И. Купчишин // Научно-тематический сборник "Радиационно-термические процессы в металлах, сплавах и композитах" / под ред. А.И. Купчишина. Алматы, 2009. С. 43–46.

41. **Surface** modification of TiNi alloy through tantalum immersion ion implantation / Y. Cheng, C. Wei, K.Y. Gan, L.C. Zhao // Surface and Coatings Technology. 1 January 2004. Vol. 176. Issue 2. P. 261–265.

42. **Corrosion** behavior and surface characterization of tantalum implanted TiNi alloy / Yan Li, Songbo Wei, Xiangqian Cheng, Tao Zhang, Guoan Cheng // Surface and Coating Technology. 25 March 2008. Vol. 202. Issue 13. P. 3017–3022.

43. **Шаркеев Ю.П., Колупаева С.В., Гирсова Н.В.** Эффект дальнодействия в металлах при ионной имплантации // Металлы. 1998. № 1. С. 109–115.

44. **Вудраф Д., Делчар Т.** Современные методы исследования поверхности. М.: Мир, 1989. 564 с.

45. **Применение** неразрушающих методов анализа структуры, элементного состава облученной поверхности и эффект дальнодействия при высокодозной ионной имплантации (ВИИ) металлических материалов / О.Г. Бахарев, А.Д. Погребняк // Вестник Нижегородского ун-та им. Н.И. Лобачевского. Серия "Физика твердого тела". 2003. № 1. С. 161–172.

Ольга Валерьевна Семендеева, аспирант;
Надежда Владимировна Учеваткина, канд. хим. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

УДК 674.047.3:621.9.048.6

С.Г. Адиков, С.А. Кудрявцев, О.В. Кретинин
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),
А.И. Знаменский *(ООО ПТЦ "Промин", г. Нижний Новгород)*

Исследование нагрева заготовок из древесины при ультразвуковом воздействии высокой мощности

Приведены результаты экспериментальных исследований нагрева сухих образцов древесины сосны и березы в ультразвуковом поле. Показано, что нагрев обусловлен внутренним трением в образце при его циклическом деформировании. Установлены основные параметры процесса.

The results of experimental studies of ultrasonic heating dry pine and birch wood samples are presented. It is shown that heating due to internal friction in the specimen during its cyclic deformation. The main parameters of the process are established.

Ключевые слова: ультразвук; нагрев; древесина; температуропроводность; затухание.

Keywords: ultrasound; heating; wood; thermal diffusivity; attenuation.

Под ультразвуковым нагревом в данной работе понимаются температурные процессы, возникающие в древесине при воздействии на нее ультразвуковых колебаний путем ее непосредственного механического контакта с излучающей поверхностью ультразвукового излучателя.

В заготовительных производствах различных отраслей машиностроения применяются разнообразные технологические процессы, связанные с нагревом древесины. В первую очередь, это сушка древесины, без которой не обходится ни одно подобное производство. Также сюда можно отнести производство различных клееных заготовок из древесины и древесинных материалов. Например, заготовки различных деревянных конструкций для использования в строительстве, заготовки изоляционных деталей из древесно-слоистых пластиков для применения в трансформаторостроении, заготовки различного назначения из термически обработанной древесины.

Проведенный анализ литературных источников показал, что вопросы ультразвукового нагрева древесины освещены в научной литературе недостаточно.

В работе [1] описаны эксперименты по воздействию ультразвуком (излучатель мощностью 750 Вт, частота колебаний 20 кГц) на древесину эвкалипта (размеры образцов 25×100×300 мм) с влажностью, соответствующей свежесрубленной древесине, поперек волокон. Давление прижатия образца к излучателю составляло 140 кПа. При этом наблюдался быстрый нагрев образцов до температуры 150 °С.

Работа [2] посвящена экспериментальным исследованиям ультразвуковой сушки образцов сосны (размеры образцов 15×25×40 мм и 15×50×40 мм) влажностью, соответствующей свежесрубленной древесине, вдоль волокон (вдоль размеров 25 и 50 мм соответственно). При этом использовали ультразвуковой излучатель с плоским волноводом специальной конструкции, с возможностью регулирования подводимой электрической мощности в интервале 30...120 Вт и частотой колебаний 20 кГц. Давление прижатия образцов к излучающей поверхности 50 кПа. При мощности излучателя 120 Вт наблюдалось возгорание образцов в отдельных точках. При мощности 90 Вт температура образцов составляла 35...45 °С, при этом протекал процесс сушки, который начинался от верхней части образцов, непосредственно контактирующей с излучателем. Влажность образцов за 1,5 ч воздействия снижалась примерно в 5 раз.

В работе [3] изучены температурные явления при ультразвуковом резании древесины красного дерева (махагони) и вяза. При первоначальном контакте резца с обрабатываемым материалом наблюдался резкий (в течение нескольких секунд) скачок температуры до 55 °С даже в точках, удаленных от зоны резания. Авторы объясняют этот эффект выделением тепла при поглощении ультразвуковой энергии в образцах.

Описание экспериментальной установки и методики проведения экспериментов. Эксперименты проводили на установке по типу гидравлического пресса (рис. 1). Образцы *2* устанавливались на торец ультразвукового

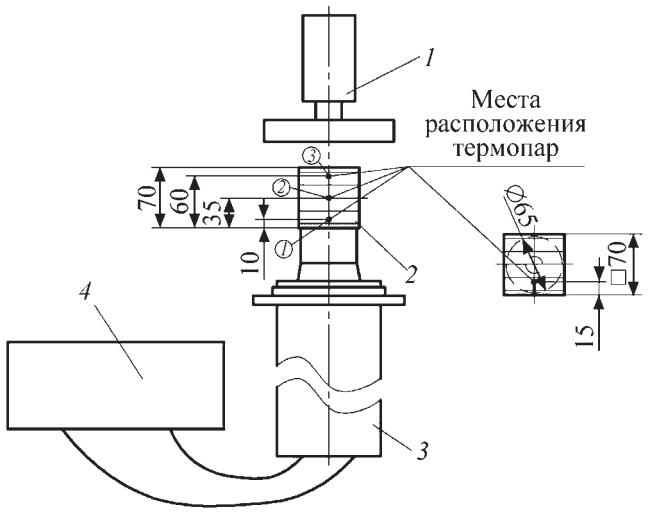


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:
1 – гидроцилиндр с прижимом; *2* – образец; *3* – ультразвуковой излучатель ПМС-15А-18; *4* – ультразвуковой генератор УЗГ-3-4

излучателя *3*, прижимались к нему с помощью гидравлического прижима *1*. При подаче напряжения от ультразвукового генератора *4* торец излучателя *3* колебался с ультразвуковой частотой, происходил ввод продольных ультразвуковых колебаний в образец *2* и его разогрев.

В работе применяли ультразвуковое оборудование производства ОАО "НПО "МРТЗ". Магнитострикционные излучатели ПМС-15А-18 имеют рабочую (резонансную) частоту (18±1,35) кГц. Потребляемая электрическая мощность не менее 4,5 кВт. Амплитуда колебаний торца излучателя, измеренная контактным способом, составляла 12 мкм. Выбор магнитострикционных излучателей был продиктован, прежде всего, их низкой добротностью (более пологий резонансный пик). Направление ультразвуковых колебаний – продольное. Водяное охлаждение излучателя условно не показано.

Ультразвуковому воздействию подвергали образцы березы и сосны размерами 70×70×70 мм вдоль и поперек волокон. Для того чтобы исключить влияние влаги в древесине на распространении ультразвуковых волн и на тепловой режим (при испарении жидкости), образцы были предварительно высушены до абсолютно сухого состояния.

Сила прижатия образцов к торцу ультразвукового излучателя регулировалась с помощью редукционного клапана гидросистемы. Эксперименты проводили при четырех значениях удельного давления на образец: 0; 0,76; 1,27 и 2,23 МПа (давление по манометру 0; 12; 20 и 35 кгс/м^2). Большие размеры и масса прижима (соизмеримые с массой волновода ультразвукового излучателя) выбирались для того, чтобы торцы образца находились в одинаковых температурных условиях.

Температуру измеряли термопарами типа L (хромель/копель). Одновременно в образец закладывали три термопары на разной высоте на глубину 15 мм (см. рис. 1). Для улучшения контакта термопар и древесины отверстия образцов заполнялись термопастой.

Сбор данных осуществлялся с помощью оборудования и программного обеспечения компании National Instruments.

Результаты экспериментов. После проведения экспериментов был получен массив значений температуры в разных точках образца от времени.

Длительность эксперимента ограничивалась 12 с. При большей длительности (не более 40 с) в некоторых случаях наблюдалось возгорание образцов без открытого пламени (во внутреннем объеме).

Без приложения внешней силы образцы не нагревались ни в одном из опытов (на графиках не показано).

Зависимости температуры разных точек образцов от породы древесины, направления воздействия ультразвуковых колебаний и удельного давления прижима показаны на рис. 2, 3. Графики были приведены к одной общей точке начала ультразвукового воздействия (точка 0,6 с).

Во всех экспериментах наблюдался резкий скачкообразный рост температуры, особенно в точке, расположенной вблизи колеблющегося торца ультразвукового излучателя. Можно предположить, что увеличение температуры происходило с ультразвуковой скоростью. Затем температура стабилизировалась, приходя к равновесию (это касается в основном нижней точки образца, где режим теплового равновесия успевал наступать за время эксперимента).

Для средней термопары характер кривых не менялся, менялась лишь скорость нагрева и максимальные значения температур за время эксперимента. Верхняя термопара нагревалась значительно слабее (практиче-

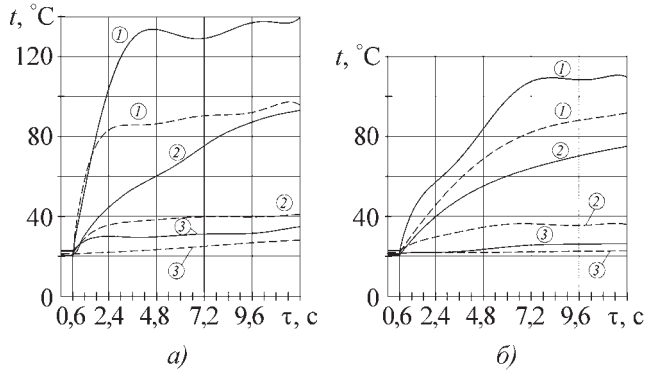


Рис. 2. Зависимости температуры от времени в трех точках образца сосны и березы при ультразвуковом воздействии вдоль (*а*) и поперек (*б*) волокон (удельное давление 2,23 МПа):
—— – сосна; ---- – береза; *1* – нижняя термопара; *2* – средняя термопара; *3* – верхняя термопара

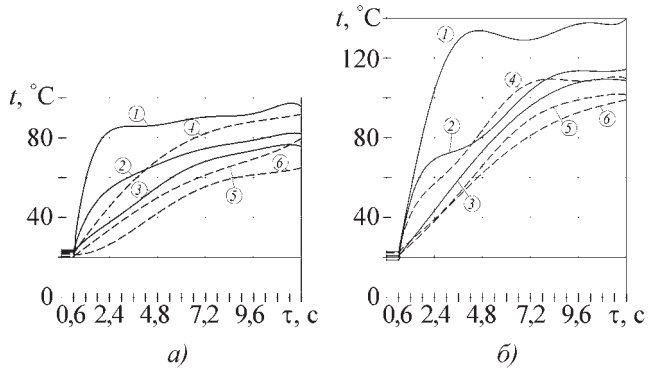


Рис. 3. Зависимости температуры от времени в нижней точке образца березы (*а*) и сосны (*б*) (термопара *1*) при ультразвуковом воздействии:

—— – вдоль волокон; ---- – поперек волокон; *1*, *4* – 2,23 МПа; *2*, *5* – 1,27 МПа; *3*, *6* – 0,76 МПа

ски нагрев наблюдался лишь при воздействии на древесину сосны вдоль волокон).

Важно заметить, что рост температуры во всех точках образца начинался практически мгновенно с началом ультразвукового воздействия без какого-либо запаздывания друг относительно друга.

Значения средней скорости роста температуры в образцах представлены в табл. 1. Значения максимальной скорости роста температуры в экспериментах достигали 55 °С/с.

Скорость роста температуры и максимальные значения температуры:

– имели большее значение при воздействии на древесину сосны, чем при воздействии на древесину березы;

– имели большее значение при воздействии вдоль волокон, чем при воздействии поперек волокон;

– увеличивались с ростом удельного давления.

В зависимости от назначения технологического процесса требуется минимизировать или максимизировать нагрев. Например, предполагается, что при ультразвуковой сушке основной эффект будет связан с кавитацией жидкости в клетках и стенках и в этом случае нагрев необходимо уменьшать. Для интенсификации процессов склеивания или получения термически обработанной древесины температуру образцов наоборот необходимо увеличивать.

Представляется важным на основе проведенных экспериментальных исследований дать возможное обоснование физической природы источников теплоты при ультразвуковом воздействии на древесину.

В работе С.С. Волкова, Ю.Н. Орлова, Б.Я. Черняка (Сварка пластмасс ультразвуком. М.: Химия, 1974. 264 с.) дан краткий обзор различных гипотез по этому поводу при ультразвуковом нагревании полимеров, что возможно применимо и к ультразвуковому нагреву древесины. Можно предположить два различных принципа такого нагрева древесины:

1. Внешнее трение на границе раздела "ультразвуковой излучатель–образец" в результате возникновения поперечных колебаний образца (основное направление колебаний продольное). В пользу этой гипотезы говорит увеличение максимальной температуры и скорости нагрева при повышении удельного давления прижима образца, когда сила трения должна расти.

2. Внутреннее трение в образце при его циклическом деформировании (вследствие гистерезисных потерь).

Для проверки гипотезы внешнего трения были проведены эксперименты по контактному нагреву образцов, которые устанавливали на поверхность, нагретую до температуры 150 °С (имитация источника теплоты на границе раздела "ультразвуковой излучатель–образец", значение температуры выбирали исходя из максимальных значений температур при ультразвуковом нагреве). Сверху устанавливали прижим, для того чтобы температурные условия при обычном и ультразвуковом нагреве были одинаковыми.

Зависимости температуры в нижней точке образца от времени при различных породах древесины и направлении воздействия приведены на рис. 4. За начало отсчета принято начало нагрева образца, когда температура его нижней точки возрастала на один градус по сравнению с исходной температурой.

При контактном нагреве скорость изменения температуры оказалась гораздо более низкой (табл. 2) даже в точках, близко расположенных к

1. Скорость изменения температуры образцов при ультразвуковом нагреве

Порода древесины	Направление воздействия	Удельное давление, МПа	Средняя скорость роста температуры в разных точках образцов, °С/с		
			1	2	3
Сосна	Продольное	0,76	7,7	4,0	0,7
		1,27	8,4	4,6	1,1
		2,23	10,2	7,4	1,2
	Поперечное	0,76	6,8	2,9	0,1
		1,27	7,0	4,0	0,2
		2,23	7,6	4,8	0,4
Береза	Продольное	0,76	4,6	1,2	0,2
		1,27	5,5	1,6	0,4
		2,23	6,3	1,8	0,6
	Поперечное	0,76	3,8	1,1	0,1
		1,27	5,2	1,2	0,1
		2,23	6,1	1,3	0,1

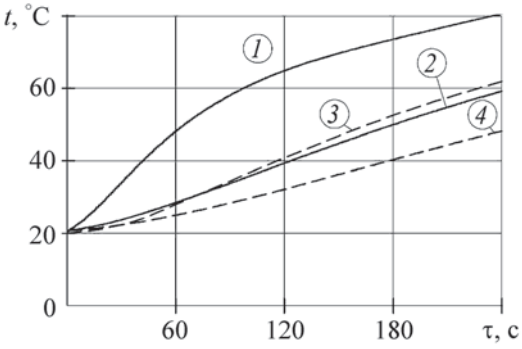


Рис. 4. Зависимости температуры от времени в нижней точке образца при обычном нагреве различных пород древесины: —— – сосна; ---- – береза; *1*, *3* – вдоль волокон; *2*, *4* – поперек волокон

2. Скорость изменения температуры нижней точки образцов при контактном нагреве

Порода древесины	Направление воздействия	Средняя скорость роста температуры в нижней точке образцов, °С/с
Сосна	Продольное	0,25
	Поперечное	0,16
Береза	Продольное	0,16
	Поперечное	0,11

источнику теплоты. Закон роста температуры был близок к линейному. Полученные результаты объясняются различными значениями температуропроводности образцов (известно [4], что температуропроводность сосны больше температуропроводности березы, а температуропроводность в продольном направлении выше, чем в поперечном).

Можно сделать вывод о том, что нагрев древесины в ультразвуковом поле вызван процессами внутреннего трения в образце. Скачкообразный рост температуры (особенно в точках, удаленных от торца ультразвукового излучателя, как видно из рис. 2, 3) невозможно объяснить внешним трением. Источник теплоты должен находиться где-то вблизи этих точек.

Следовательно, ультразвуковая волна распространяется в образцах лишь на ограниченную высоту. Причем эта высота больше при продольном воздействии и больше при воздействии на древесину сосны. Полученный эффект трудно объяснить одним лишь затуханием ультразвука в древесине (затухание в березе больше, чем в сосне), так как в этом случае образцы березы должны были нагреваться сильнее, чего не наблюдалось ни в одном из опытов. По-видимому, здесь играет роль комбинация факторов, связанных с затуханием, отражением, рассеиванием ультразвуковых волн и механических (деформационных) свойств древесины.

При увеличении удельного давления увеличивается площадь соприкосновения образца и ультразвукового излучателя и увеличивается доля ультразвуковой энергии, вводимой в древесину, вызывая тем самым и больший нагрев.

Выводы

1. Нагрев древесины в ультразвуковом поле обусловлен внутренним трением в образце. Внешнее трение на границе раздела "ультразвуковой излучатель–образец" существенной роли не играет.

2. Уменьшить нагрев древесины в ультразвуковом поле можно следующими способами:

– воздействием на древесину поперек волокон;

– уменьшением времени ультразвукового воздействия (не более 1...2 с);

– уменьшением удельного давления прижима древесины к торцу ультразвукового излучателя (до 0,7...0,8 МПа);

– использованием пород древесины, меньше нагревающихся в ультразвуковом поле (например, береза).

3. Соответственно увеличить нагрев древесины в ультразвуковом поле можно обратными действиями.

4. Полученные результаты можно применять при разработке процессов ультразвуковой сушки древесины, а также технологических процессов, связанных с нагревом древесины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Bucur V.** Acoustics of Wood. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006. 393 p.

2. **Valentino G.A., Leija L., Riera E., Rodriguez G., Gallego J.A.** Wood drying by using high power ultrasound and infrared radiation // Forum Acusticum, Sevilla 2002, Dokument ULT-02-005-IP.

3. **Lucas M., Cardoni A., MacBeath A.** Temperature Effects in Ultrasonic Cutting of Natural Materials // International Institution for Production Engineering Research annals. 2005. Vol. 54. № 1. P. 195–198.

4. **Боровиков А.М., Уголев Б.Н.** Справочник по древесине. М.: Лесная промышленость, 1989. 296 с.

Сергей Геннадьевич Адиков, канд. техн. наук,
sergei_adikov@mail.ru;
Сергей Александрович Кудрявцев, канд. техн. наук;
Олег Васильевич Кретинин, д-р техн. наук;
Алексей Игоревич Знаменский,
инженер-конструктор

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 18.08.2011 г. Подписано в печать 15.09.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,03. Заказ 683. 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.