### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

## ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ (Кузначно-штамповочнов, литейнов и другив производства)

## № 5 май 2011

## СОДЕРЖАНИЕ

#### Литейное и сварочное производства

Евлампиев А.А., Чернышов Е.А. Связь живучести и кинетики отверждения
холоднотвердеющих смесей, приготовленных на различных связующих 3
Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Бурнашев В.Р., Степаненко В.В.,
Колесниченко В.И., Рейда Н.В., Карускевич О.В. Электротермическое
компактирование металлических материалов: возможности и перспективы 5
Гудков А.В. Новая технология и оборудование для сварки трением
биметаллических переходников

#### Кузнечно-штамповочное производство

Горленко А.М., Пашкевич А.Г. Интенсификация формоизменяющих операций
листовой штамповки применением эффекта сверхпластичности
Бовтало Я.Н., Филиппов Ю.К. Технологический процесс холодной объемной
штамповки детали "корпус шарового пальца"17
Кондауров А.Е., Суворова И.Ю., Дмитриев В.С., Миронов В.В., Кривенко Г.Г.
Процесс ротационной вытяжки цилиндрических оболочек изделий
ракетно-космической техники и летательных аппаратов
Нестеренко Е.С., Кузина А.А. Вытяжка осесимметричных деталей в штампе
с упругими матрицей и прижимом

#### Прокатно-волочильное производство

Битков В.В.	Минимизация образования внутренних разрывов	
при волочени	и углеродистой проволоки для холодной высадки	31

#### Материаловедение и новые материалы

. 37
. 43

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

#### Журнал выходит при содействии:

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

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

🛛 "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 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. **FPOMOB B.E.** ГУН И.Г. ЕВСЮКОВ С.А. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. MYPATOB B.C. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ΠΟЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. IIIEPKVHOB B C ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: ДЮБКОВА Н.В. 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 "Преса 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

### SCIENTIFIC **TECHNICAL** AND PRODUCTION JOURNAL

# BLANKING PRODUCTIO IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and others productions)

#### **№** 5 May 2011

CONTENTS

#### **Casting and Welding Productions**

Evlampiev A.A., Chernyshov E.A. Communication of survivability
and hardening kinetics of cold hardening sands prepared with different binders 3
Shapovalov V.A., Biktagirov F.K., Burnashev V.R., Stepanenko V.V.,
Kolesnichenko V.I., Reyda N.V., Karuskevich O.V. Electrothermal compaction
of metal materials: opportunities and prospects
Gudkov A.V. New technology and equipment for friction welding of bimetallic
adapter connectors

#### Forging and Stamping Productions

Gorlenko A.M., Pashkevich A.G. Forming operations intensification of sheet	10
stamping by application of superplasticity effect	13
Bovtalo Ya.N., Filippov Yu.K. Technological process of cold forging of detail	
"case of ball finger"	17
Kondaurov A.E., Suvorova I.Yu., Dmitriev V.S., Mironov V.V., Krivenko G.G.	
Rotary drawing process of cylindrical covers of rocket-space engineering	
and vehicles makes products	20
Nesterenko E.S., Kuzina A.A. Drawing of axisymmetrical details in die by elastic	
matrix and clamp	28

### **Rolling and Drawing Productions**

Bitkov V.V.	Minimization of formation of internal breakings at drawing of carbon	
steel wire for	cold heading	31

#### Physical Metallurgy and New Materials

Khaydorov A.D., Kondrat'ev S.Yu. Thermocyclic treatment of cast and deformed	
tool steels	37
Murav'ev V.I., Mel'nichuk A.F., Bakhmatov P.V., Martynyuk A.M. Activation	
process influence investigation of powdered fraction diffusion interaction	
in cold-pressed blanks on structures properties	43

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

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

 $\ensuremath{\mathbb{C}}$  "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

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

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

**Editorial Assistants:** 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. ZARUBIN A.M. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. 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. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists: DYUBKOVA N.V. 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



## литейное и сварочное

УДК 621.74



ПРОИЗВОДСТВА

# Связь живучести и кинетики отверждения холоднотвердеющих смесей, приготовленных на различных связующих

Приведено уточненное определение живучести холоднотвердеющей смеси (XTC). Показана необходимость учета отдельных факторов при ее определении и изготовлении различных стержней. Представлены сравнительные данные по кинетике отверждения XTC на различных связующих композициях.

The specified definition of survivability cold hardening sands is resulted. Necessity of the account of separate factors is shown at its definition and manufacturing of various cores. The comparative data on hardening kinetics of cold hardening sands on at different binder compositions are presented.

**Ключевые слова:** холоднотвердеющая смесь; живучесть; прочность; кинетика отверждения; форма; стержень.

Keywords: cold hardening sand; survivability; strength; hardening kinetics; mould; core.

Одним из важнейших свойств *холоднотвердеющей смеси* (ХТС) является ее живучесть. Важность этого параметра заключается в том, что она определяет скорость отверждения, производительность труда, конечную прочность смеси, преждевременное отверждение увеличивает ее безвозвратные потери.

В идеальном случае за живучесть принимают время инкубационного периода до развития реакции отверждения смеси. После завершения инкубационного периода начинается химическое взаимодействие компонентов, в первую очередь на воздухе, и смесь теряет свои свойства, т.е. становится не пригодной для применения.

Единой методики определения живучести до настоящего времени не существует. Иногда о живучести судят по изменению осыпаемости, в этом случае максимально допустимое изменение осыпаемости принимают в пределах 0,1...0,15 %. Чаще всего за живучесть принимают время выдержки смеси (в минутах) до изготовления образца, при котором его прочность падает на 15...30 % по сравнению с максимальной прочностью, полученной в данной серии испытаний [1]. Необходимо учитывать, что в реальном производстве установить эти показатели с достаточной точностью затруднительно.

Таким образом, можно считать, что живучесть – это свойство холоднотвердеющей смеси, характери-

зуемое временем сохранения ее технологических (формуемости, текучести) и физико-механических (прочности, осыпаемости) свойств.

Живучесть холоднотвердеющих смесей определяется скоростью отверждения и зависит, главным образом, от свойств связующего, количества катализатора отверждения, качества исходных материалов, их температуры и температуры окружающего воздуха, а также от интенсивности перемешивания.

При прочих равных условиях живучесть смеси тем ниже, чем выше температура материалов и окружающей среды. Оптимальная живучесть смесей с нормальным циклом отверждения составляет 6...10 мин. За это время должны быть выполнены операции, связанные с засыпкой смеси в ящик, установкой каркасов и уплотнением смеси.

С точки зрения достижения необходимой производительности стержневого участка важно время достижения стержнем манипуляторной прочности, при котором можно освободить оснастку. Поэтому определяют показатель соотношения живучести  $\tau_{\rm x}$  и времени достижения манипуляторной прочности  $\tau_{\rm m}$ . Этот показатель называют коэффициентом живучести

$$K_{\rm m} = \frac{\tau_{\rm m}}{\tau_{\rm m}},$$

который при нормальном цикле отверждения стремится к единице; при малых его значениях (0,2...0,35) использование смеси затруднительно.

Технология изготовления крупных и сложных стержней требует большей живучести смеси и более длительного времени набора манипуляторной прочности. Для мелких и простых стержней в целях получения максимальной прочности коэффициент живучести должен быть выше. В деревянной оснастке затвердевание происходит быстрее, чем в металлической, а следовательно, в металлической оснастке при равной живучести смеси можно получить более прочные стержни.

Таким образом, при выборе оптимального параметра живучести ХТС руководствуются в основном необходимостью получения высокой конечной прочности и достижением полноты отверждения полимера. Это позволяет добиваться высоких показателей горячей прочности и термостойкости форм и стержней. Поэтому, подбирая необходимый коэффициент живучести, закладывают оптимальную кинетику отверждения ХТС.

В работе исследовали XTC с нормальным и коротким циклом отверждения. На рис. 1 представлена кинетика отверждения XTC на различных связующих композициях. С учетом производственных условий живучесть смеси (начальный период отверждения) определяли по прочности на сжатие  $\sigma_{cx}$  (см. рис. 1, *a*), дальнейшее нарастание прочности вплоть до конечного значения — по прочности на растяжение  $\sigma_p$  (см. рис. 1, *б*). Исключение составляла смесь по PEP-SET-процессу, у которой цикл окончательного отверждения очень короткий (18...20 мин), поэтому кривая изменения прочности на растяжение по данному процессу изображена на рис. 1, *a*.

Исследования показали, что для XTC с нормальным циклом отверждения в начальный период (см. рис. 1, *a*) характерно отсутствие инкубационного периода, когда после перемешивания сразу начинается реакция отверждения, но ее скорость для различных связующих будет разная. Чем положе проходит кривая кинетики в период начального отверждения смеси, тем больше вероятность получения качественных стержней.

Смеси на карбамидных связующих (кривая 1 на рис. 1, a) имеют низкую живучесть (2...2,5 мин), поэтому работать с ними необходимо быстро, общий уровень прочности стержней невысокий (см. рис. 1,  $\delta$ ).



**Рис. 1. Кинетика отверждения уплотненной ХТС на различных связующих (мас. ч., кварцевый песок остальное):** *а* – начальная стадия отверждения; *б* – конечная прочность; *1* – карбамидная смола – 3, АХФС – 0,6; *2* – карбамидофурановая – 3, H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> – 1; *3* – фенольная – 2, БСК – 1; *4* – фенольная – 2, жидкий отвердитель (сложные эфиры) – 0,5 (ALPFA-SET-процесс); *5* – фенольная – 0,8, уретановая – 0,8, пиридин – 0,4 (PEP-SET-процесс)

ХТС с карбамидо-фурановой смолой (кривая 2) более технологична, имеет достаточную живучесть (5...6 мин) и стержни после полного отверждения имеют высокий уровень конечной прочности.

Кинетика отверждения XTC на фенольных смолах (кривая *3*) позволяет широко применять их при изготовлении стального и чугунного среднего и крупного литья, а отвержденные стержни имеют достаточную для производства конечную прочность и высокие термомеханические свойства.

При исследовании XTC с коротким циклом отверждения можно отметить, что преимуществом ALPFA-SET-процесса (кривая 4) является высокая живучесть смесей (8...12 мин), а конечная прочность может быть достигнута уже через 4 ч.

Наилучшие показатели с точки зрения обеспечения комфортной живучести имеют смеси, приготовленные в соответствии с PEP-SET-процессом (кривая 5). При живучести 8...10 мин за короткий цикл отверждения достигнута полная гарантия получения высококачественных и прочных стержней. Процесс отверждения смеси идет всего 12...15 мин. Это обусловлено свойствами связующей композиции, которая после замешивания смеси обеспечивает длительный инкубационный период до начала реакции отверждения.

Очень важно, что после смешения компонентов смесь остается полностью технологически живой и

УДК 669.187.526.001.57

холодной, и только через определенное время (около 8 мин) она начинает резко реагировать и разогреваться, но при этом сохраняется высокое качество поверхности стержней и достигается полнота отверждения полимера.

#### Выводы

1. Смеси с нормальным циклом отверждения на фенольных и карбамидо-фурановых связующих обеспечивают высокие уровни прочности стержней и приемлемые параметры живучести.

2. Из рассмотренных технологий изготовления стержней высокотехнологичными являются ALPFA-SET- и PEP-SET-процессы, которые обеспечивают высокую производительность на участках изготовления форм и стержней.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жуковский С.С. Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм: справочник. М.: Машиностроение, 2010. 256 с.

Анатолий Александрович Евлампиев, канд. техн. наук; Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук, taep@nntu.nnov.ru

-----

В.А. Шаповалов, Ф.К. Биктагиров, В.Р. Бурнашев, В.В. Степаненко, В.И. Колесниченко, Н.В. Рейда, О.В. Карускевич (Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев)

# Электротермическое компактирование металлических материалов: возможности и перспективы

Дан краткий анализ технологических схем изготовления прессованной заготовки из некомпактной шихты для последующего переплава. Показаны перспективность и экономическая целесообразность прессования некомпактной шихты путем сочетания процессов электронагрева и незначительных сил прессования без использования мощного и дорогостоящего прессового оборудования. Описано устройство опытной установки, приведены пооперационная технологическая схема прессования некомпактной шихты и основные технологические параметры процесса.

Analisis of technological charts of manufacture of pressed billet from non-compact charge for subsequent remelting is described briefly. The prospects and economic efficiency of non-compact charge by combination of processes of electric heating and negligible forces of pressing without use of powerful and expensive press equipment are shown. Desing of pilot installation is described and functional technological charts of pressing non-compact charge and main technological parameters of the process are given.

Ключевые слова: компактирование; расходуемый электрод; пуансон; матрица; рециклинг.

Keywords: compaction; consumable electrode; punch; matrix; recycling.

Разработка новых энергосберегающих и дешевых технологий и соответствующего оборудования для создания замкнутого производства металлических материалов остается весьма актуальной задачей.

Несмотря на достаточно высокий уровень современного производства металлопродукции, в процессе его реализации образуется и накапливается огромное количество отходов, что обусловлено особенностями технологии и техническими требованиями к готовой продукции. Учитывая, что за последние 40 лет человечеством создан металлический фонд в размере около 40 млрд т, легко представить масштабы накопления вторичных ресурсов, которые подлежат рециклингу.

Особенно это касается дорогостоящих высокореакционных и тугоплавких металлов, таких как титан, цирконий, ниобий и др. Например, при обработке титана резанием в стружку уходит до 40 % металла, а при производстве титанового литья выход годного для изделий ответственного назначения составляет всего лишь 20...25 % (Регенерация отходов титанового литья в авиационном моторостроении / Б.Е. Патон, В.И. Лакомский, В.Н. Костяков и др. // Специальная электрометаллургия. 1974. № 24). А ведь за последнее время после мирового экономического кризиса возобновляется повышенный интерес к титану, обладающему комплексом уникальных свойств, делающих его почти незаменимым в таких стратегически важных отраслях, как нефтегазовая, авиакосмическая, химическая и др. Давно известно, что страна, производящая, но не потребляющая титан, превращается в сырьевой придаток и титановый век для нее долго не наступит [1].

В основной массе отходы (и не только титановые) представляют собой кондиционный металл, который целесообразно возвратить в производство для его оптимизации и соответствующего удешевления себестоимости готовой продукции, полностью замкнув тем самым металлооборот.

Следует отметить, что часть отходов, особенно крупногабаритных, используется непосредственно в плавильных агрегатах без предварительной их подготовки. Однако существует целая гамма металлических материалов, таких как стружка, обрезь, проволока, гранулированные порошки, губка и другие, дальнейшее применение которых без предварительного компактирования вообще невозможно или крайне затруднено и требует недешевых дополнительных технологических операций.

Поэтому проблема компактирования указанных материалов приобретает первостепенное значение, а необходимость ее решения является экономически обоснованной и целесообразной. Более того, при решении этой проблемы будет также решена и немаловажная задача компактного транспортирования этих материалов к месту их дальнейшей переработки и рациональной загрузки в плавильные агрегаты.

Однако, несмотря на обилие существующих новых методов компактирования металлических материалов (холодное прессование, спекание, штамповка, электроимпульсное брикетирование и пр.), они, в силу ряда причин технического и экономического характера, не могут обеспечить получение качественных, крупногабаритных и дешевых компактных заготовок, пригодных для дальнейшего использования в металлообороте [2, 3]. Среди основных их недостатков следующие: ограниченная длина получаемой заготовки при прессовании в глуходонную матрицу, невысокая плотность брикета при электроимпульсном компактировании, недостаточная прочность, наличие трещин и кривизны заготовок при холодном прессовании. Для получения массивных заготовок методом холодного прессования необходимо создавать колоссальные механические силы с удельным давлением прессования свыше 500 МПа, т.е. применять крупногабаритное и дорогостоящее оборудование (стоимостью до 10 млн дол. США).

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины предпринята попытка решить эту проблему, в итоге чего была разработана высокоэффективная технология компактирования металлических материалов.

Суть технологии заключается в совмещении процесса прессования с электрическим нагревом металла. Такое сочетание позволяет повысить пластичность компактируемого в специальной матрице материала и существенно (на два порядка) уменьшить силы прессования. При этом исключается целый ряд технологических операций, характерных для традиционных схем прессования (вакуумный отжиг, сварка и т.п.), и повышается качество получаемых заготовок.

В зависимости от физико-химических свойств перерабатываемых материалов процесс их электротермического компактирования можно осуществлять как в установках камерного типа с созданием контролируемой атмосферы (аргона, гелия) или вакуума для таких высокореакционных материалов, как титан, цирконий, так и в открытых установках в атмосфере воздуха для переработки отходов стали, чугуна и пр.

Технологическая схема получения скомпактированной заготовки предусматривает ряд последовательных операций:

 – загрузку порции некомпактной шихты в матрицу;

 предварительное сжатие (уплотнение) и электронагрев всей порции шихты до температур в пределах (0,5...0,8) температуры плавления (в локальных точках температура превышает температуру плавления металла);

 – осадку и приваривание порции к ранее спрессованной массе или затравке (на старте);

 проталкивание порции вместе с заготовкой или затравкой вниз;

- подъем пуансона.

После этого идет повторение операций до достижения готового изделия (заготовки) заданной длины, ее охлаждение и извлечение.

Таким образом, в результате ряда последовательных циклов получаем прочную сварно-спрессованную заготовку, в которой отдельные элементы (частицы и порции шихты) соединены между собой прессованием после предварительного оплавления в местах их контакта. Среди преимуществ предлагаемой технологии по сравнению с аналогами следует особо выделить возможность получения длинномерных и крупногабаритных заготовок, так как процесс реализуется в проходной матрице, с подводом тока непосредственно на формируемую заготовку, что снижает электрические потери, повышает КПД и соответственно производительность процесса компактирования.

Процесс ведется порционно в полунепрерывном режиме, а нагрев каждой порции ведут в два этапа, на первом — до температуры десорбции газовых и жидкофазных загрязнений, а на втором — до температуры горячей деформации обрабатываемого материала, что способствует повышению качества изделий и эффективности компактирования.

Особенно перспективна технология для компактирования дорогостоящих металлов и сплавов с высокими прочностью и модулем упругости. При этом можно получать сплошные и полые заготовки, которые в дальнейшем можно использовать в компактном виде в качестве переплавных электродов, лигатур, раскислителей и т.д. в любых плавильных агрегатах.

Предложенную технологию отрабатывали на специально созданной для этого опытной установке, об-



Рис. 1. Общий вид опытной установки компактирования металлических материалов



Рис. 2. Заготовка, полученная из титановой стружки различных видов

щий вид которой приведен на рис. 1. На этой установке были определены оптимальные технологические параметры компактирования разнообразных металлических материалов, таких как сталь, чугун, алюминий, жаропрочные сплавы, титан и др., отличающихся по физическим свойствам (удельной массе, теплои электропроводности) [3–5]. При этом использовали разную размерность и гранулометрический состав этих материалов.

На рис. 2 показан общий вид комбинированной заготовки, скомпактированной из титановой стружки разных видов и размеров, а на рис. 3 приведены три отдельные заготовки, полученные из трех фракций губчатого титана: 2...5; 5...12 и 10...30 мм. Рис. 4 и 5 демонстрируют заготовки из мелкой стружки стали ШХ15СГ и крупной стружки жаропрочного сплава ЭП609-Ш.

Успешно опробована на лабораторном оборудовании технологическая схема электротермического компактирования на воздухе слабореакционных и малодеформируемых материалов типа стали 12X18H9T с од-



Рис. 3. Заготовки, скомпактированные из титановой губки разных фракций



Рис. 4. Заготовка, скомпактированная из мелкой стальной стружки стали ШХ15СГ



Рис. 5. Заготовки, полученные компактированием крупной стружки жаропрочного сплава ЭП609-Ш

новременным использованием нескольких пуансонов. Такая схема позволяет существенно увеличить суммарную площадь прессования (соответственно и производительность процесса) и получать крупногабаритные заготовки прямоугольного сечения без создания защитной атмосферы.

Объем металлической стружки до и после электротермического компактирования, а также поперечный темплет полученной заготовки из стружки стали 12X18Н9Т представлены на рис. 6.

Для проверки качества металла, выплавляемого из скомпактированных из стружки заготовок, ряд из них использовали в качестве расходуемых электродов для электрошлакового переплава (ЭШП). Общий вид слитка ЭШП, выплавленного из заготовки диаметром 100 мм и длиной 1000 мм жаропрочного сплава ЭП609-Ш, приведен на рис. 7.



Рис. 7. Слиток диаметром 175 мм, выплавленный из скомпактированной стружки стали ЭПб09-Ш



Рис. 8. Макротемплет полученного слитка: *а* – поперечный; *б* – продольный

Металлографические исследования темплетов, вырезанных из этого слитка в поперечном и продольном направлениях (рис. 8), показали, что металл плотный, однородный, без видимых дефектов.

НПО "Заря-Машпроект" (г. Николаев) установлено, что механические свойства материала слитка удовлетворяют техническим требованиям на этот сплав (табл. 1). Химический состав металла также соответствует этим требованиям (табл. 2).

Таким образом, показано, что новая технология позволяет эффективно утилизировать некомпактные металлические отходы и получать из них качественный металл, способствуя повышению рентабельности производства.





*а* – до компактирования; *б* – после компактирования; *в* – поперечный темплет заготовки из стружки стали 12Х18Н9Т после компактирования

		По	казатеј							
Место отбора образца из слитка	$\sigma_{\scriptscriptstyle B}$	σ <sub>0,2</sub>	δ	ψ			UD	Длительная прочность		
	МПа %			<i>КС</i> V, Дж/см <sup>2</sup>	<i>D</i> <sub>отн</sub> , мм	НВ	<i>T</i> , °C	τ,ч	σ, МПа	
Bepx	900	862	18	51	71,5461,7	3,4	321	400	100	657
Середина высоты	960	872	18	58	85,2696,04	3,3	341	400	100	657
Требования ТУ У27.1-00190414-30—2004	≥755	≥676	≥6	≥34	≥44,1	3,33,8	341255	400	100	≥657
Примечание. Направление вырезки всех образнов поперечное: <i>D</i> – лиаметр отпечатка.										

1. Результаты испытания механических свойств стали ЭП609-Ш

2. Химический состав стали ЭП609-Ш, % мас.

Место отбора образца из слитка	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Ni	Nb	V
D	0,084	0,55	0,30	0,03	0,002	10,96	0,39	1,61	0,07	0,22
Верх	0,088	0,52	0,30	0,03	0,002	10,98	0,39	1,61	0,07	0,22
	0,088	0,39	0,29	0,03	0,002	10,81	0,4	1,61	0,07	0,21
Середина высоты	0,086	0,42	0,29	0,03	0,002	10,95	0,4	1,61	0,06	0,22
Требования ТУ У27.1-00190414-30—2004	0,050,09	≤0,6	≤0,6	≤0,03	≤0,02	10,512,0	0,350,50	1,41,8	0,050,15	0,150,25

Установлено, что полученные заготовки являются достаточно прочными, что подтверждается воздействием на образцы ударной нагрузки 60...70 Дж/см<sup>2</sup>, а их плотность составляет 70...75 % от теоретической (плотности монолитного металла), что является достаточным для их использования в качестве расходуемых заготовок для дальнейшего переплава.

Установлено также, что с уменьшением гранулометрического состава любого металлического материала увеличивается плотность скомпактированных заготовок, что объясняется наличием большего количества точек соприкосновения между мелкими частицами и, как следствие, более эффективным их прогревом и локальным подплавлением в процессе компактирования. С увеличением размеров фракций шихты необходимо повышать силу подводимого тока и время нагрева каждой порции для достижения ее гарантированного уплотнения.

В процессе освоения технологии возникали определенные сложности, которые требовали как конструкторских, так и технологических доработок. К примеру, нужно было устранить затруднения с подачей в зону компактирования крупной (без предварительного измельчения) и витой стружки, усовершенствовать электрическую схему (наличие одного источника нагрева приводило к некоторой асимметричности компактирования), минимизировать вероятность возникновения электродугового разряда в условиях подвижного токоподвода к формируемой (компактируемой) заготовке и пр.

Накопленный опыт и выявленные закономерности при проведении экспериментов на опытной установке

позволяют приступить к разработке более высокопроизводительного опытно-промышленного оборудования для компактирования качественных и экономичных длинномерных заготовок со стабильными физико-механическими свойствами по всей длине из разнообразных металлических материалов, таких как стружка, губка, порошки, гранулы, кусковая обрезь и пр.

### Технические характеристики установки электротермического компактирования

Компактируемый материал	Титан, цирконий, сталь, жаропроч-
Вид шихты	Стружка, губка, порошок, обрезь
Размер скомпактированных заготовок	
(электродов), мм:	
диаметр	200, 500
длина	3000
Плотность полученных заготовок, %	
от теоретической (плотности монолита)	7075
Удельные силы прессования, МПа	5,0
Плотность тока, А/мм <sup>2</sup>	1,5
Удельный расход электроэнергии,	
кВт-ч/кг	0,81,2
Дозирование и подача компактируемого	
материала в матрицу	Кассетная подача
	из ячейкового
	бункера
Атмосфера при компактировании	Нейтральная
	(аргон), вакуум,
- 3.	воздушная среда
Расход охлаждающей воды, м <sup>2</sup> /ч	20
Давление охлаждающей воды, МПа	. 0,4
производительность установки, т/год	3000

Промышленное внедрение предложенной технологии и соответствующего оборудования позволит создать замкнутый (полный) цикл возврата в производство дорогостоящих вторичных ресурсов, что особенно актуально для крупных металлургических и машиностроительных предприятий. Срок окупаемости оборудования составит 8...12 месяцев в зависимости от стоимости компактируемых материалов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Полькин И.С. Перспективные направления исследовательских работ в области титановых сплавов в СНГ и за рубежом: тр. 11-й Междунар. конф. по титану стран СНГ. Санкт-Петербург, 2004.

2. Абрамова К.Б., Самуйлов С.Д., Фиглин Ю.А. Брикетирование титановой стружки под воздействием коротких импульсов электрического тока // Цветные металлы. 1998. № 12.

3. Получение расходуемых электродов компактированием титановой губки под током / М.Л. Жадкевич, В.А. Шаповалов, В.С. Константинов, В.В. Степаненко и др. // Современная электрометаллургия. 2005. № 3.

```
УДК 621.791.14
```

....

4. **Переработка** стружки жаропрочной стали ЭП609-Ш способом компактирования под током с последующим электрошлаковым переплавом / В.А. Шаповалов, В.Р. Бурнашев, Ф.К. Биктагиров и др. // Современная электрометаллургия. 2009. № 3.

5. Пат. 7997 Україна, МПК (2006) С 22 В 1/248. Спосіб компактування металевої шихти / Б.Є. Патон, М.Л. Жадкевич, В.О. Шаповалов та інш. Опубл. 10.08.07, Бюл. № 12.

> Виктор Александрович Шаповалов, д-р техн. наук; Фарит Камилович Биктагиров, д-р техн. наук, biktagirov@paton.kiev.ua; Виталий Рафатович Бурнашев, канд. техн. наук; Виктор Владимирович Степаненко, мл. науч. сотрудник; Владимир Иванович Колесниченко, мл. науч. сотрудник; Николай Васильевич Рейда, начальник отдела; Ольга Витальевна Карускевич, ведущий конструктор

А.В. Гудков (ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

# Новая технология и оборудование для сварки трением биметаллических переходников

Рассмотрены технические характеристики и преимущества новой машины MCT-2201 для сварки трением биметаллических сталеалюминиевых переходников.

The technical characteristics and advantages of the new "MCT -2201" machine for bimetallic steel-aluminum adapter connectors friction welding.

**Ключевые слова:** сварка трением; сталеалюминиевый биметаллический переходник; машина для сварки трением.

Keywords: friction welding; steel-aluminum bimetallic adapter connector; friction welding machine.

Биметаллические сталеалюминиевые переходники трубопроводов широко применяются в авиастроении, космической и автомобильной промышленности, в изделиях криогенной техники и др.

Свариваются такие переходники на машинах (станках), в которых одна более твердая заготовка вращается, а вторая под силой P перемещается ей навстречу вдоль оси, при этом под действием трения двух заготовок стык интенсивно разогревается, в нем возникают металлические связи и одновременно разрушаются, разогретый металл менее твердой заготовки выдавливается в виде воротника. Затем вращение шпинделя резко останавливают и включают давление осадки (проковки), равное 2P. Образуется герметичное соединение, равнопрочное менее прочной заготовке.

Сварка трением заготовок указанных переходников выполняется на машинах серии МСТ-31, МСТ-35 и др.,

разработанных и изготовленных в 1960—1970-е гг. Всесоюзным научно-исследовательским институтом электросварочного оборудования (ВНИИЭСО) и Волковысским машиностроительным заводом (Белоруссия). Возраст этого оборудования 35–40 лет, оно морально устарело и физически изношено.

Выпуск машин для сварки трением прекращен отечественными предприятиями в 1990-х гг. Возобновление производства машин для сварки трением старой конструкции нецелесообразно, так как используемая элементная база морально устарела и многим конструктивным решениям требуется модернизация с учетом накопленного опыта за прошедшие годы. Кроме того, номенклатура свариваемых биметаллических заготовок расширилась в сторону увеличения проходных диаметров, для чего необходимо увеличение мощности машин.



Рис. 1. Машина для сварки трением МСТ-2201

Зарубежные патентные материалы содержат сведения только о машинах и технологии сварки трением для изготовления концевого инструмента, в которых соединению подлежит малоуглеродистая и инструментальная сталь. Об оборудовании и технологии сварки заготовок сталеалюминиевых переходников трубопроводов информации нет.

Таким образом, создание новой более мощной машины для сварки трением, которая обеспечила бы выпуск действующей номенклатуры биметаллических заготовок, а также сегодняшней и будущей номенклатуры диаметром до 80 мм, стало необходимостью.

Специалистами ФГУП "НПО "Техномаш" и ООО "ВНИИЭСО" было проведено макетирование основных узлов новой машины для сварки трением, разработан рабочий проект и изготовлен опытный образец.

Опытный образец новой машины MCT-2201 с гидравлическим приводом (рис. 1) включает в свой состав: пульт сенсорного управления; станок для сварки с вращающимся шпинделем и перемещаемой задней бабкой; гидростанцию ЛГГ 542.002.00.00.



Рис. 2. Станок для сварки трением машины МСТ-2201

Состав станка для сварки трением машины МСТ-2201 (рис. 2): гидравлический привод перемещений; высокоточные направляющие и роликовые каретки; шпиндель; суппорт откидывающийся.

### Технические характеристики машины для сварки трением MCT-2201

Диаметр свариваемых заготовок, мм:
сплошного сечения До 40
трубчатого сечения До 80×10
Длина заготовок, мм:
до сварки 50150
после сварки 100300
Максимальная длина свариваемых
изделий, мм 350
Осевая сила, кН:
при нагреве До 110
при осадке (проковке) До 220
Частота вращения шпинделя, об/мин 9001000
Мощность рабочего двигателя, кВт 40
Установочный ход правого зажима, мм 400
Рабочее осевое перемещение, мм:
при нагреве 15
при осадке
Несоосность сварочных заготовок, мм,
не более 1
Скорость осевого перемещения, мм/с:
при нагреве 0,53
при осадке 510
Габаритные размеры машины, мм 4000×2470×1600
Масса, т 5

Машина МСТ-2201 испытана при сварке трением биметаллических заготовок диаметром 40 мм (сплошного сечения) и диаметрами 80×10 и 85×9 мм (трубчатого сечения) (рис. 3). Режимы сварки указанных заготовок приведены в таблице.

Сваренные образцы испытаны на изгиб, прочность и герметичность и соответствуют техническим требованиям ОСТ 92-8629–75.

На рис. 4 показаны сваренные заготовки сталеалюминиевого и титаноалюминиевого переходника после испытания на изгиб (угол изгиба не менее 90°).

В машине MCT-2201 реализованы новейшие технические решения:

• сенсорное управление при установке параметров режима;

• гидравлический привод перемещений;

• гидроэлектродвигатель силового привода вращения, который обеспечивает основное преимущество — резкое торможение шпинделя;

• высокоточные направляющие и каретки для перемещения задней бабки;

• высокоточные бесконтактные датчики перемещений (точность позиционирования  $\pm 0,1$  мм);

• откидывающийся суппорт;

• возможность получения сварных соединений как с плоскими торцами, так и с коническими (конический стык характеризуется более развитой поверхностью и, следовательно, большими параметрами по прочности и большой надежностью по герметичности соединения).

#### ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



**Рис. 3. Сваренная заготовка сталеалюминиевого (***a***,** *б***) и титаноалюминиевого (***в***) переходника:** *a* – сплошного сечения диаметром 40 мм; *б* – трубчатого сечения диаметром 80×10 мм; *в* – трубчатого сечения диаметром 85×9 мм

	Заготовка					
Параметр	сталеалюминиево	титаноалюминиевого переходника				
	сплошного сечения диаметром 40 мм	трубчатого сечения диаметром 80×10 мм	трубчатого сечения диаметром 85×9 мм			
Время нарастания силы сжатия при нагреве, с	3	_	5			
Осевая сила сжатия, кН:						
при нагреве	69	110	110			
при осадке	140	220	220			
Осевая деформация при нагреве, мм	8	8	8			
Время выдержки под силой осадки, с	4	4	4			
Суммарная деформация, мм	15	15	15			

#### Режимы сварки заготовок





Рис. 4. Сваренная заготовка сталеалюминиевого (*a*) и титаноалюминиевого (*б*) переходника после испытания на изгиб по ОСТ 92-8629-75:

а – диаметр 80×10 мм; б – диаметр 85×9 мм

Указанные технические решения обеспечили компактность машины МСТ-2201, эффективность цикла торможения вращающегося шпинделя – основного фактора качества сварного соединения, высокую точность и воспроизводимость перемещений при нагреве, точность осевой силы при нагреве и осадке ±1 %.

Машина обеспечивает ручной и программируемый режимы работы.

Машина может быть использована для сварки стальных разнородных соединений, соединений титан+алюминиевые сплавы и других сочетаний металлов.

Анатолий Владимирович Гудков, ведущий инженер-технолог, info@tmnpo.ru КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.7.04



# Интенсификация формоизменяющих операций листовой штамповки применением эффекта сверхпластичности

Приведены инженерные методы и расчетные зависимости для определения оптимальных параметров нагружения для операций пневмотермической формовки, раздачи и отбортовки листовых и трубных заготовок в режиме сверхпластичности. Показаны результаты опытных работ по штамповке тонкостенных деталей летательных аппаратов. Обосновано, что применение сверхпластичности не только повышает эффективность производства, но и открывает широкие возможности создания перспективных конструкций, в более полной степени отвечающих возрастающим требованиям к массе, прочности и надежности.

The examples of engineering approaches and calculating relations to determine optimal parameters of loading for pneumatic forming and distribution sheet flanging and round billet operations in superplasticity condition are given. The results of experiment on thin-walled details forming of aircraft are presented. The article signifies that superplasticity application not only increases production efficiency but opens profound possibilities to create perspective constructions that can meet increasing requirements for weight, durability and reliability.

Ключевые слова: сверхпластическая штамповка; температурно-скоростные условия деформации; управление параметрами нагружения; перспективные конструкции тонкостенных деталей.

**Keywords:** superplasticity forming; temperature and velocity conditions of deformation; loading parameters operating; perspective constructions of thin-walled details.

Применение эффекта сверхпластичности рассматривается в настоящее время как одно из наиболее перспективных направлений интенсификации операций листовой штамповки.

Практическая реализация процессов сверхпластической штамповки требует обеспечения определенных температурно-скоростных условий деформации, соответствующих проявлению штампуемым сплавом свойств сверхпластичности.

Выбор температурно-скоростных условий проводится по результатам испытаний сплавов на одноосное либо двухосное растяжение. Критерием выбора является достижение параметром скоростного упрочнения *m* либо относительным удлинением  $\delta$  максимальных значений. В частных случаях критерием выбора является достижение заданной степени деформации с учетом ограничений, накладываемых на процесс производством (средства нагрева, стойкости инструмента, технологические возможности оборудования, производительность работ и пр.).

Температурные условия определяются маркой штампуемого сплава, не зависят от вида операции

штамповки, формы и размеров очага деформации, степени деформации и сравнительно легко обеспечиваются за счет создания изотермических условий штамповки. Обеспечение оптимальных скоростных условий представляет более сложную задачу, что, как показывает анализ процессов методом численного интегрирования, обусловлено двумя факторами:

• неравномерным распределением скорости в очаге информации;

• сильным изменением поля скоростей по ходу процесса.

Штамповка при оптимальных скоростных условиях деформации требует управления параметрами нагружения: давления во времени  $p(\tau)$  при пневмотермической формовке; скорости деформирования  $v_g(\tau)$ при отбортовке, раздаче и других операциях штамповки на прессовом оборудовании.

Параметры нагружения можно рассчитывать на основе принципа обеспечения контролируемой скорости деформации участка заготовки, получающего максимальную степень деформации. Именно этот участок является наиболее опасным с точки зрения выхода сплава из состояния сверхпластичности и разрушения деформируемой заготовки.

На основе указанного принципа разработаны инженерные методы расчета параметров нагружения в конкретных операциях штамповки при различных вариантах их выполнения.

Одной из основных предпосылок освоения прогрессивной технологии является накопление и систематизация данных о технологических возможностях операций штамповки в состоянии сверхпластичности применительно к конкретным материалам. Ниже приведены результаты технологических проб на штампуемость при формовке листовых и трубных заготовок, отбортовке отверстий и раздаче труб.

Основные эксперименты выполнены на листовых и трубных заготовках из промышленных сплавов АМг6, 1420, MA2-1, MA8, OT4, BT6.

Отдельные эксперименты и опытные работы проведены на сплавах АК4-1, 1201, 1570, ВТ14, ВТ20.

Эксперименты по формовке листовых и трубных заготовок проводили на установке УПТФ, включающей в себя систему прижима с максимальной силой 50 кH, систему избыточного давления воздуха ( $p_{\text{max}} = 10 \text{ M}\Pi a$ ), систему нагрева ( $t_{\text{max}} = 100 \text{ °C}$ ) и пульт управления с контрольно-регистрирующей аппаратурой.

Эксперименты по отбортовке отверстий, обжиму и раздаче труб проведены на гидравлической испытательной машине с максимальной силой 300 кН. Скорость перемещения рабочей траверсы изменяется от 0 до 2,5×10<sup>-3</sup> м/с.

Нагрев рабочих элементов блоков УПТФ и экспериментальных штампов в зависимости от конструктивного выполнения проводили печами сопротивления, встроенными в оснастку ТЭНами, проволочными ленточными нагревателями, индукторами ТВЧ. Контроль и регулирование температур осуществляются стандартной измерительной аппаратурой (КСП-4) с применением хромель-алюмелевых термопар, установленных и зачеканенных в специальные отверстия в инструмент.

При постановке технологических проб на формируемость листовых материалов (рис. 1) образец жестко защемляли по контуру и формовали давлением воздуха в цилиндрическую матрицу. Процесс формовки при этом разделяется на две стадии:

— свободная формовка купола с увеличением относительной высоты от  $\overline{H} = H/r_0$  от 0 до 1;

— формовка купола с образованием цилиндрического участка и увеличением  $\overline{H}$  от 1 до предельной высоты  $\overline{H}_{np}$  в момент разрушения полюса.

Кривые нагружения  $p(\tau)$  рассчитывали по формулам:

— первая стадия ( $\overline{H}$  <1)

$$p = 4\sigma_s \frac{S_0 \overline{H}}{r_0 (1 + H^2)^{3-m}};$$
 (1)



Рис. 1. Схема процесса пневмотермической формовки при постановке технологических проб на штампуемость листовых материалов (*a*) и регулирование давления формовки и высоты формуемого купола по времени (*б*) (сплав ВТ6; лист толщиной 1,2 мм; t = 875 °C;  $\dot{\varepsilon}_k = 3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ )

$$z = \frac{1}{\dot{\varepsilon}_k} (2 - m) \ln(1 + \overline{H}^2); \qquad (2)$$

— вторая стадия ( $\overline{H} > 1$ )

$$p = \sigma_s \, \frac{S_0}{r_0} \frac{e^{C(\overline{H}-1)}}{2^{(1-m)}}; \tag{3}$$

$$\tau = \frac{1}{\varepsilon_k} [0, 7(2-m) + C(\overline{H} - 1)], \qquad (4)$$

где  $C = 2[1 - 2^{(m-2)}].$ 

При технологических пробах на формовку труб (рис. 2) заготовку герметизировали по торцам и формовали избыточным давлением воздуха в средней час-



Рис. 2. Схема процесса пневмотермической формовки при постановке технологических проб на штампуемость трубных заготовок (а) и регулирование давления формовки и степени деформации заготовки по времени (б) (сплав OT4;  $r_0 = 15$  мм;  $S_0 = 1$  мм; t == 900 °C;  $\dot{\epsilon}_k = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ )

ти. Кривые нагружения  $p(\tau)$  рассчитывали по формулам:

$$p = \frac{\sigma_s S_k}{b + r_0} \left[ 1 + \frac{2(b + r_0)b}{a^2 + b^2} \frac{\ln\left(\frac{r_0 S_0^2}{(b + r_0)S_k^2}\right)}{\ln\left(\frac{(b + r_0)S_0}{r_0 S_k}\right)} \right];$$
(5)

$$\tau = \frac{2}{\sqrt{3}\dot{\varepsilon}_k} \sqrt{\left(\ln\frac{S_k}{S_0}\right)^2 + \ln\frac{S_k}{S_0}\ln\left(1 + \frac{b}{r_0}\right) + \left[\ln\left(1 + \frac{b}{r_0}\right)\right]^2}, (6)$$

где

ſ

$$S_{k} = S_{0} \left\{ \frac{r_{0}a(0,1026m+1,043)}{\frac{a^{2}+b^{2}}{2} \left[a + \arcsin\left(\frac{2ab}{a^{2}+b^{2}}\right)\left(r_{0}+b-\frac{a^{2}+b^{2}}{2b}\right)\right]} -0,0859 \right\}$$

Формулы (5), (6) получены из условия обеспечения контролируемой скорости деформации έ<sub>k</sub> в экваториальном сечении очага деформации. Технологические возможности процесса характеризуются предельным коэффициентом формовки  $K_{\phi} = r_0/r$  в момент разрушения.

Рис. 3. Схема процесса отбортовки отверстий при постановке технологических проб на штампуемость (а) и регулирование скорости деформирования (б) ( $r_0 = 2,5$  мм;  $r_6 = 50$  мм;  $\dot{\epsilon}_k = 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>)

Отбортовку отверстий при пробах на штампуемость (рис. 3) осуществляли коническими пуансонами.

Скорость деформирования (перемещения инструмента) по ходу процесса  $v_g(H_u)$  рассчитывали по формулам:

I стадия

$$\mathbf{v}_{g} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{k} \left[ \boldsymbol{H}_{\mathrm{H}} + \frac{r_{0}}{\mathrm{tg}\alpha(1 - \sin\alpha)} \right]; \tag{7}$$

II сталия

τ

)

$$r_g = \dot{\epsilon}_k \left[ H_{\mu} + \frac{r_6}{\sin \alpha} - (r_6 - r_0)(1 + \text{ctg}\alpha) \right].$$
 (8)

Первая стадия соответствует процессу отбортовки до момента начала образования цилиндрического участка; вторая стадия - образование цилиндрического борта.

Предельные возможности процесса определяются коэффициентом отбортовки  $K_{\text{от}} = r_0/r_k$  при разрушении краевого участка борта.

При пробах на раздачу заготовку насаживали на конический пуансон до разрушения кромки (рис. 4).

Параметры нагружения рассчитывали по формулам:

$$\mathbf{v}_g = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_k \frac{r_0}{\sin\alpha} \left(\frac{r_k}{r_0}\right)^2; \tag{9}$$

$$H_{\mu} = \frac{r_0}{2\sin\alpha} \left[ \left( \frac{r_k}{r_0} \right)^2 - 1 \right]. \tag{10}$$

Возможности формоизменения при раздаче характеризуются коэффициентом  $K_{\rm p} = r_0/r_k$ .

Результаты экспериментальных работ свидетельствуют о существенном расширении технологических возможностей операций штамповки при выходе на режим сверхпластичности (таблица).

Так, например, пневмотермическая формовка полусфер из исследованных сплавов трудностей не вызывает. При традиционных способах штамповки требует 2...4 переходов вытяжки с промежуточной термообработкой. Пневмотермическая формовка трубных заготовок возможна с увеличением диаметра более чем в 2 раза вместо 15...20 %, достигаемых обычно.



Заготовительные производства в машиностроении № 5, 2011



Рис. 4. Схема процесса раздачи трубных заготовок при постановке технологических проб на штампуемость (a) и регулирование скорости деформирования ( $K_p = 0,20$ ;  $a = 30^{\circ}; \dot{\epsilon}_{k} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ):  $1 - r_{0} = 100 \text{ mm}; 2 - 50 \text{ mm}; 3 - 25 \text{ mm}; 4 - 10 \text{ mm}$ 

Возможности формоизменяющих операций штамповки при сверхпластичной деформации

		$\dot{a}$ 10 <sup>-3</sup> $a^{-1}$	Максимальные значения					
Марка сплава	t, °C	$\varepsilon_k$ , 10 ° c	$\overline{H} = H/R_0$	$K_{ m \Phi}$	K <sub>отб</sub>	$K_{ m p}$		
АМг6	420440	35	0,900,95	0,50,55	0,170,22	0,180,22		
1420	425450	24	0,971,0	—	0,220,25	—		
MA-1	420440	23	1,151,25	_	0,090,11	_		
MA8	400440	35	1,101,18	0,600,67	0,060,08	0,340,36		
BT1-0	850870	23	1,281,30	0,470,50	0,050,07	0,260,30		
OT4	870920	26	1,501,55	0,510,55	0,040,06	0,200,22		
BT6	870925	25	1,781,82	_	0,030,05	_		



Рис. 5. Модельная коробчатая деталь с дном и стенками, усиленными конструктивными элементами (сплав 1570; лист толщиной 1,2 мм; t = 450 °C;  $p_{\text{max}} = 2,5$  МПа)



Рис. 6. Модель трубного коллектора с отводами (сплав ОТ4; труба  $\emptyset$ 50×1,5 мм; t = 960 °C;  $p_{max}$  = 5,0 МПа)

При отбортовке отверстий на сплаве АМг6 достигнута максимальная степень окружной деформации около 500 % вместо 40...50 %, достигаемых при холодной штамповке. Еще более значительная степень деформации (до 1500 %) получена на сплавах МА8, ОТ4. Раздача труб может быть проведена с увеличением диаметра исходной заготовки в 4-5 раз. В обычных условиях штамповки не превышает 40 %.

В качестве примера эффективности применения сверхпластичной штамповки на рис. 5 показаны модельные коробчатые детали, отформованные в состоянии сверхпластичности из сплава 1570. Стенки и дно деталей усилены элементами жесткости в виде рифтов и ячеек. Получение таких деталей другими известными способами не представляется возможным.

На рис. 6 приведен коллектор, отформованный из трубы размерами Ø50×1,5 мм из сплава ОТ4. Формовку проводили в разъемную матрицу при t = 960 °C;  $p_{\rm max} = 5,0 \ {\rm M}\Pi {\rm a}.$  Характерной особенностью коллектора является наличие большого количества разнонаправленных патрубков различной высоты.

Заключение. Применение эффекта сверхпластичности существенно расширяет технологические возможности операций листовой штамповки и может быть успешно использовано при изготовлении сложных по форме деталей с большими степенями общей и местной деформации. При этом не только повышается эффективность производства, но и открываются широкие возможности создания рациональных конструкций.

Александр Михайлович Горленко, канд. техн. наук, gam@istu.edu; Анатолий Георгиевич Пашкевич, канд. техн. наук

**Я.Н. Бовтало, Ю.К. Филиппов** (Московский государственный технический университет "МАМИ")

### Технологический процесс холодной объемной штамповки детали "корпус шарового пальца"

Исследован технологический процесс холодной объемной штамповки детали "корпус шарового пальца". Определены локальные явления, сопровождающие процесс формоизменения, в том числе закон распределения и изменения удельных сил на стенки матрицы и рабочую поверхность пуансона и выталкивателя. Для решения поставленных задач изучена кинематика течения металла при формообразовании изделий на переходах штамповки при моделировании на ЭВМ.

The technological process of cold forging of detail "case of ball finger" is studied. Local phenomena accompanying forming including the distribution law and change of specific forces on the walls of die and working surface of punch and ejector are determined. Kinematics of metal flow at change of form of products on transitions of stamping at simulation by computer is studied for decision of problem.

Ключевые слова: штамповка; комбинированное выдавливание; моделирование QForm.

Keywords: stamping; combined extrusion; modeling QForm.

В современном машиностроении гражданского и военного значения большое количество деталей получают наиболее прогрессивным способом пластической обработки — холодной объемной штамповкой и в том числе выдавливанием и высадкой.

Холодная объемная штамповка позволяет получать высокую точность деталей и хорошее качество поверхности, повысить надежность, износостойкость и долговечность деталей, снизить трудоемкость их изготовления и увеличить производительность труда.

Внимание исследователей уделено теоретическому и экспериментальному определению зависимости силы при основных формоизменяющих операциях (осадке, высадке, боковом, прямом и обратном выдавливании) от деформации, профиля рабочей части инструмента и условий на контакте, а также изучению напряженного состояния [1]. Разработка прогрессивных технологических процессов с учетом качества получаемых деталей является актуальной в настоящее время.

*Целью данной работы* является разработка, исследование и внедрение процесса комбинированного выдавливания заготовки "корпус шарового пальца".

Из большого многообразия деталей втулочного типа, применяемых в различных отраслях машиностроения, к типовым деталям, имеющим оригинальную геометрическую форму с относительно тонкими стенками, относится деталь "корпус шарового пальца".

По существующей технологии изготовления данную деталь получают горячей объемной штамповкой с дальнейшей механической обработкой резанием до получения готовой детали. При этом увеличиваются расход металла, трудоемкость и, следовательно, себестоимость детали.

Корпус шарового пальца представляет собой деталь типа втулки с фланцем. Наружные размеры соответствуют допускам класса точности H14, js14, внутренние размеры полости выполнены с допусками по h8, h11 (ГОСТ 25347–82). На корпусе с одной стороны выполнен конический выступ с минимальной толщиной стенки 1 мм, конус с углом  $\alpha = 55^{\circ}$  и кольцевая проточка диаметром 44,5<sub>-0,5</sub> мм. С другой стороны детали — сферическая усеченная часть с наружным радиусом произвольной формы, которая получается после обжима цилиндрической части, и внутренним радиусом 22 мм.

На рис. 1 представлен чертеж заготовки после холодной объемной штамповки.



Рис. 1. Чертеж штампованной заготовки детали "корпус шарового пальца"



Рис. 2. Переходы при штамповке заготовки детали "корпус шарового пальца"

Для разработки чертежей штампованных деталей приняты основные формоизменяющие операции – прямое, обратное, радиальное, комбинированное выдавливание и высадка с пробивкой отверстий. С применением этих операций связаны особенности конструкции штампованных заготовок:

 образование перемычки в средней части высоты заготовки во внутренней полости;

 необходимость компенсатора, так как объем исходной заготовки должен быть несколько больше, чем полости штампа.

При холодной объемной штамповке обработка материалов происходит в условиях холодной деформации, что неразрывно связано с упрочнением, благодаря которому физико-механические свойства и структура приобретают более высокие показатели [2].

Исследования по определению зависимости твердости стали 10 от степени деформации показали, что механические характеристики стали 10 после деформации соответствуют стали 35. Согласно техническим требованиям чертежа и механическим свойствам изделия выбираем марку стали 10 по ГОСТ 10702-86.

Разработанный технологический процесс холодной объемной штамповки детали "корпус шарового пальца" показан на рис. 2.

Основная задача в разработке данного технологического процесса — добиться нужной геометрии фланца корпуса без образования дефекта металла (утяжина) внутри корпуса. Данную проблему можно избежать, если при комбинированном выдавливании оставить внутри корпуса перемычку толщиной меньше толщины самого фланца. Выдавливание фланца является самой энергозатратной операцией, поэтому для снижения силы выдавливания, процесс формирования фланца был разбит на три перехода (см. рис. 2, переходы 3, 4, 5).

На первом переходе с помощью штампа рубится заготовка мерной длины. Далее заготовка специальными клещами центрируется для калибровки, чтобы на последующих переходах избежать несоосности.

Третий переход — один из самых важных переходов в данном технологическом процессе, так как происходит набор необходимого объема металла для формирования фланца в сужающийся канал в результате комбинированного прямого, обратного и радиального выдавливания. Данное решение по совмещению нескольких операций штамповки в одну было принято



Рис. 4. Результаты опытной штамповки детали "корпус шарового пальца"

для сокращения числа переходов и для более рациональной кинематики течения металла, так как при течении металла в нескольких направлениях снижается сила деформирования и получается более однородная структура металла по объему детали.

На четвертом переходе осуществляется предварительная высадка фланца (комбинированное прямое и радиальное выдавливание), формируется окончательная толщина перемычки.

На пятом переходе окончательно подчеканивается фланец.

На шестом и восьмом переходах пробиваются перемычка (дно) корпуса Ø32,8<sub>-0,05</sub> мм и три крепежных отверстия во фланце диаметром 8 мм.

На седьмом переходе происходит обжим корпуса, а на девятом — фланец обрезается по контуру в требуемый размер.

На основе результатов исследований комбинированного процесса прямого, радиального и обратного выдавливания в сужающийся канал выбран оптимальный режим деформирования с геометрией углов верхней и нижней матриц 30°. Благодаря углу матриц 30° обеспечивается наименьшая сила деформирования при выдавливании деталей данного класса.

После проведения ряда исследовательских работ путем расчетов, компьютерного моделирования и лабораторных исследований по определению энергосиловых и деформационных параметров, а также определения кинематики течения металла были спроектированы и изготовлены производственные штампы для изготовления детали "корпус шарового пальца". Штампы проектировали для установки на кривошипно-коленный пресс мод. КБ0036 (4000 кН).

Зависимости силы от хода ползуна по основным формообразующим переходам технологического процесса представлены на рис. 3 (см. обложку).

Моделирование выдавливания по переходам штамповки выполняется для получения рекомендаций по выбору оптимальных условий проведения этих процессов. Под оптимальными условиями следует понимать такие условия деформирования, в результате которых могут быть получены образцы или заготовки без дефектов с необходимым качеством формы детали (согласно чертежу детали).

Результаты опытной штамповки детали "корпус шарового пальца" приведены на рис. 4. Полученные заготовки соответствуют форме, размерам, точности и качеству поверхности, заданной чертежом. Эти данные подтверждают адекватность разработанного технологического процесса.

Технологический процесс холодной объемной штамповки детали "корпус шарового пальца" внедрен на ООО "ЛМЗ-Универсал" (г. Лысьва, Пермская область).

По предварительным подсчетам экономический эффект при внедрении данного процесса по сравнению с горячей объемной штамповкой составит около 800 тыс. руб. на программу 600 тыс. деталей в год. Внедрение новой технологии повышает КИМ до 25 %, производительность увеличивается почти в 2 раза, трудоемкость уменьшается в 1,7 и более раз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Миропольский Ю.А., Филиппов Ю.К., Павлов Н.Д. Особенности технологии холодной объемной штамповки на многопозиционных автоматах // Машины и автоматизация кузнечно-штамповочного производства. М.: ВЗМИ, 1988. С. 159–165.

2. Ковка и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева; под общ. ред. Е.И. Семенова. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

Ярослав Николаевич Бовтало, инженер-технолог, bovtalo@mail.ru; Юлиан Кириллович Филиппов, д-р техн. наук А.Е. Кондауров, И.Ю. Суворова, В.С. Дмитриев, В.В. Миронов, Г.Г. Кривенко (ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

# Процесс ротационной вытяжки цилиндрических оболочек изделий ракетно-космической техники и летательных аппаратов

Приведены результаты теоретических исследований технологических сил и режимов ротационной вытяжки с бегущим очагом деформации с утонением стенки, определены размеры контактной поверхности, приводного радиуса деформирующего ролика при раскатке цилиндрических оболочек изделий ракетно-космической техники и летательных аппаратов.

The results of theoretical investigations of the technological powers circumstances of piped details with variable deformation zone with wall thinning, determination dimensions work surface, radius deforming roller by expansion cylindrical surface of rocket-space engineering and vehicles makes are considered.

**Ключевые слова:** ротационная вытяжка; цилиндрические оболочки; деформирующий ролик; технологическая сила; контактная поверхность.

Keywords: rotary drawing; cylindrical surfaces; deforming roller; technological power; work surface.

Ротационная вытяжка (PB) — это процесс локальной пластической деформации заготовки одним или несколькими роликами, которые перемещаются по заданной траектории параллельно оси образующей.

Процесс РВ имеет следующие преимущества:

 локализованный очаг деформации, обеспечивающий возможность резкого снижения рабочих нагрузок, а следовательно, и создание оборудования меньшей мощности и массы при оптимальной производительности;

• гибкость переналадки при изменении номенклатуры деталей и сокращение затрат на инструментальную оснастку;

• особая кинематика процесса, которая обеспечивает тонкое регулирование размеров и высокую точность полуфабрикатов и деталей (H8...H11 по диаметру и ±5 % по толщине) при высоком качестве поверхности (0,4...1,6 мкм). Это позволяет свести к минимуму или совсем исключить механическую обработку после PB, снизить расход металла на единицу изделия, что важно для ракетно-космической техники (PKT) и летательных аппаратов (ЛА), и повысить коэффициент использования металла (КИМ);

• благоприятная схема напряженно-деформированного состояния, обеспечивающая возможность интенсивной обработки металла. В зависимости от свойств заготовок и геометрии детали достигается за один переход относительная степень деформации по толщине 25...70 %;

• возможность точного регулирования степени деформации (обжатия), что позволяет улучшить структуру металла и получить оптимальное сочетание эксплуатационных свойств деталей, например, повысить прочность металла, усталостную прочность и коррозионную стойкость. Если при изготовлении детали применяются сварные заготовки, то литая структура сварного шва при РВ прорабатывается, и шов приобретает свойства основного металла. В тех случаях, когда наличие сварки по условиям эксплуатации недопустимо, процесс PB обеспечивает экономичное изготовление бесшовных деталей. Это позволяет уменьшить массу изделий.

Расчет технологической силы. В процессе PB оболочковых изделий PKT и ЛА на контактной поверхности деформирующего ролика с заготовкой действуют нормальные напряжения, которые зависят от механических свойств обрабатываемого металла и режимов обработки.

Влияние механических свойств обрабатываемого материала на величину нормального контактного давления оценивается сопротивлением металла пластическому деформированию при соответствующих схемах напряженного состояния.

При PB преимущественное течение металла происходит в двух направлениях:

- вдоль образующей параллельно оси вращения;

- по толщине перпендикулярно оси вращения.

Тангенциальная деформация в направлении вращения оправы практически отсутствует. Поэтому при определении сопротивления деформации при PB принято считать напряженно-деформированное состояние плоским.

Согласно теории обработки металлов давлением сопротивление деформации при плоском напряженном состоянии оценивают величиной сопротивления чистому сдвигу K, а при линейном напряженном состоянии величиной нормального напряжения  $\sigma_{\phi}$ , определяемого при простом растяжении или сжатии с учетом влияния температуры, скорости и степени деформации.

Между сопротивлением деформации при плоском и линейном напряженных состояниях существует связь:

 $2K = 1,15\sigma_{\oplus}$ ,

где  $\sigma_{\varphi}$  — сопротивление материала пластическому деформированию при простом сжатии.

Выражение технологической силы при PB в общем виде запишется так:

$$\overline{P} = \iint_{F} \rho_{x,y} \, dx \, dy, \tag{1}$$

где  $\rho_{x, y}$  – нормальное контактное давление; *F* – площадь контактной поверхности.

На практике при технологической силе, действующей на деформирующий ролик, применяют метод усреднения, согласно которому

$$P = \rho_{\rm cp} F, \qquad (2)$$

где  $\rho_{cp}$  – среднее контактное давление.

Таким образом, решение задачи определения технологической силы сводится к расчету фактической площади контактной поверхности с учетом упругого сплющивания и к определению среднего нормального давления на контактной поверхности.

Определение среднего контактного напряжения. Среднее контактное напряжение  $\rho_{cp}$  зависит от многих факторов.

Задачу определения  $\rho_{cp}$  можно решить рассмотрением бегущего очага деформации, составления уравнений равновесия внешних и внутренних сил и решения их совместно с уравнением пластичности.

Однако такой метод решения контактной задачи, вполне приемлемый для большинства процессов обработки металлов давлением, в специфических условиях PB с утонением, как правило, дает заниженный результат. Основная причина этого состоит в том, что граничные условия определяются из геометрических построений, без учета увеличения контактной поверхности из-за упругих деформаций, вызывающих изменение определяющих размеров деформирующего ролика и оправки в зоне контакта с заготовкой.

Согласно теории прокатки среднее контактное напряжение определяется через сопротивление материала пластической деформации:

$$\rho_{\rm cp} = \eta_{\beta} \eta_{\sigma} \sigma_{\rm cp} = \eta_{\sigma} 2 K, \tag{3}$$

где  $\eta_{\beta}$  — коэффициент, учитывающий влияние среднего главного напряжения  $\sigma_2$  (для одноосного напряженного состояния  $\eta_{\beta} = 1$ , а для плоского —  $\eta_{\beta} = 1,15$ );  $\eta_{\sigma}$  — коэффициент, учитывающий характер напряженного состояния.

Для плоской деформации, присущей процессу РВ:

$$\eta_{\sigma} = \eta'_{\sigma} \eta''_{\sigma} \eta'''_{\sigma}, \qquad (4)$$

где  $\eta'_{\sigma}$  – коэффициент, учитывающий влияние внешнего трения на контакте;  $\eta''_{\sigma}$  – коэффициент, учитывающий влияние относительных размеров контакта (внешних сил),

$$\eta''_{\sigma} = \eta''_{\sigma b} \eta''_{\sigma l}, \qquad (5)$$

где  $\eta_{\sigma b}'', \eta_{\sigma l}'' -$ коэффициенты, учитывающие влияние относительной ширины и длины контактной поверхности соответственно;  $\eta_{\sigma}''' -$ коэффициент, учитывающий влияние подпора или натяжения.

Значения коэффициентов  $\eta'_{\sigma}$  и  $\eta''_{\sigma}$  всегда больше единицы, а коэффициент  $\eta''_{\sigma}$  может быть больше единицы (подпор от сил трения между оправой и заготовкой) и меньше единицы (при натяжении непрокатанной части заготовки).

Так как обычно в качестве основной характеристики механических свойств используется предел текучести, определяемый испытанием материала при сжатии, то выражение для вычисления фактического сопротивления деформации будет представлено следующей формулой:

$$\sigma_{\Phi} = \eta_T \eta_H \eta_V \sigma_s , \qquad (6)$$

где  $\eta_T$ ,  $\eta_H$ ,  $\eta_V$  – коэффициент, учитывающий влияние сопротивления деформации температуры, упрочнения и скорости деформации соответственно;  $\sigma_s$  – предел текучести материала при одноосном сжатии.

Для стали предел текучести при сжатии примерно на 10 % больше, чем при растяжении, а для сплавов алюминия они одинаковы.

Для холодной PB температура обработки ниже температуры рекристаллизации,  $\eta_T = 1$ .

**Влияние упрочнения на сопротивление деформации.** Наибольшее влияние на сопротивление деформации оказывает упрочнение материала.

В настоящее время отсутствуют данные о влиянии наклепа при PB, поэтому об этом влиянии можно судить по изменению предела текучести в зависимости от обжатия в холодном состоянии, а коэффициент, учитывающий влияние упрочнения на сопротивление деформации, можно определить по приближенной формуле:

$$\eta_H = \frac{\sigma_{s\,0} + \sigma_{s\,1}}{2\sigma_{s\,0}},\tag{7}$$

где  $\sigma_{s0}, \sigma_{s1}$  — предел текучести до и после прокатки соответственно.

Если известен начальный модуль упрочнения D, то коэффициент  $\eta_H$  можно определить более точно по формуле:

$$\eta_H = 1 + \frac{D}{\sigma_{s\,0}} \frac{2}{3} \frac{\Delta S}{S_1},\tag{8}$$

где  $\Delta S = S_0 - S_1 -$ абсолютное обжатие;  $S_0, S_1 -$ толщина исходной и прокатанной детали соответственно.

Основным фактором, влияющим на изменение механических характеристик, является суммарное обжатие за переход.

Как показала практика PB, с утонением материалов, деформируемых в холодном состоянии, влияние

Марки сталей	<i>а</i> , МПа	т						
Углеродистые стали								
Ст0; Ст1; Ст2; 08кп; 10сп; 20сп; 0,9Г2	3,4	0,60						
40; 45; Y10; Y12	5,4	0,60						
Легированные стали								
25ХГСА; 30ХГСА	5,9	0,54						

1 Коэффициенты а и т

обжатия на изменение механических свойств можно

учитывать, используя данные при холодной PB. Рекомендуемые формулы целесообразно использовать при определении  $\sigma_{s_1}$  в зависимости от обжатия

при PB, когда нет более точных данных:  

$$\sigma_{s1} = \sigma_{s0} + a\varepsilon_s^m$$
, (9)

где  $\varepsilon_s = \frac{\Delta S}{S_0} 100 \%$  – относительное обжатие; *a*, *m* – ко-

эффициенты (табл. 1).

Следует отметить, что наиболее интенсивное упрочнение происходит в интервале обжатий  $\varepsilon_s = 0,3$ .

В интервале обжатий  $\varepsilon_s = 0,50...0,75$  разница между пределами текучести и прочности резко убывает и практически может принять вид  $\sigma_{s_1} = \sigma_{\text{в}}$ .

Влияние скорости деформации на сопротивление деформации. Влияние скорости деформации учитывается коэффициентом η<sub>V</sub>.

При PB скорость и степень деформации непостоянны как по дуге воздействия бегущего очага, так и по ширине контактной поверхности, поэтому их влияние на сопротивление деформации следует оценивать по средней величине.

Средняя скорость деформации при PB зависит от фрикционных условий (скольжение или прилипание) на контактной поверхности, а также от подачи и абсолютного обжатия.

Для случая, когда относительные размеры контактной поверхности  $\frac{l_{cp}}{S_{cp}} \left( \frac{b}{S_{cp}} \right) > 1,0$ , т.е. на поверхно-

сти контакта существуют зоны скольжения, среднюю скорость деформации определяют по формуле:

$$V_{\rm cp} = \frac{V_r}{l_{\rm cp}} \frac{\Delta S_{i\rm cp}}{S_{\rm cp}} = \frac{V_r}{l_{\rm cp}} \varepsilon_{s\rm cp}, \qquad (10)$$

где  $V_r = \frac{\pi Rn}{30}$  – окружная скорость прокатки,  $\frac{MM}{c}$ ;  $l_{cp}$  –

средняя длина дуги воздействия бегущего очага, мм; n – частота вращения оправы, об/с;  $\varepsilon_{s \, cp}$  – среднее единичное относительное обжатие:

$$\varepsilon_{scp} = \frac{\Delta S \varphi(1+\lambda) tg\xi}{S_0 + S_1},\tag{11}$$

где  $\lambda = \frac{S_0}{S_1}$  — коэффициент утонения;  $\varphi$  — коэффици-

ент подачи; ξ — передний угол деформирующего ролика.

Подставляя выражение (10) в (11), получаем зависимость для определения средней скорости деформации при PB для случая, когда относительные размеры

контактной поверхности  $\frac{l_{cp}}{S_{cp}} \left( \frac{b_{cp}}{S_{cp}} \right) > 1,0:$ 

$$V_{\rm cp} = \frac{V_r}{l_{\rm cp}} \frac{\Delta S \varphi(1+\lambda) tg\xi}{S_0 + S_1}.$$
 (12)

Если относительные размеры контактной поверхности  $\frac{l_{cp}}{S_{cp}} \left( \frac{b_{cp}}{S_{cp}} \right) < 1,0$ , т.е. на контактной поверхности

существует зона прилипания, скорость деформирования металла на протяжении всей дуги воздействия бегущего очага одинакова, то в этом случае скорость деформации следует определить по формуле:

$$V_{\rm cp} = \frac{V_r}{l_{\rm cp}} Ln \frac{S_{\rm cp}}{S_{\rm cp} \Delta S_{i\,\rm cp}} = \frac{V_r}{l_{\rm cp}} Ln \frac{1}{1 - \varphi_{i\,\rm cp}},$$
 (13)

L – текущее значение длины дуги воздействия бегущего очага, мм.

Значения скоростного коэффициента  $\eta_V = f(V_{cp})$  приведены ниже.

$V_{\rm cp}$	10 <sup>-1</sup>	1,0	10	10 <sup>2</sup>	10 <sup>3</sup>
$\eta_V$	1,05	1,10	1,2	1,3	1,4

Влияние трения контактной поверхности на среднее контактное давление. В процессе PB с утонением на контактных поверхностях действуют силы трения. Их влияние на контактное давление учитывают коэффициентом  $\eta'_{\sigma}$ .

В общем виде значение η<sup>'</sup><sub>σ</sub> можно записать следующим образом:

$$\eta'_{\sigma} = \frac{\rho_{cp}}{2K} = \frac{1}{2K} \iint_{F} \rho_{x, y} dx dy.$$
 (14)

Закон распределения контактного давления  $\rho_{x, y} = f(x, y)$  в значительной степени зависит от относительных размеров контактной поверхности  $\frac{l_{cp}}{S_{cp}} \,\mu \frac{b}{S_{cp}}$ , поэтому задачу определения  $\eta'_{\sigma}$  можно представить в виде:

$$\eta'_{\sigma} = f\left(\frac{l_{\rm cp}}{S_{\rm cp}}; \frac{b}{S_{\rm cp}}\right). \tag{15}$$

Данная задача подробно рассмотрена в теории прокатки. Коэффициент  $\eta'_{\sigma'}$  в зависимости от относи-

тельной длины дуги захвата вычисляется по упрощенной формуле:

$$\eta'_{\sigma l} = 1 + c \frac{l_{\rm cp}}{S_{\rm cp}}.$$
 (16)

Для PB необходимо рассматривать также и другие направления, т.е. определять коэффициент  $\eta'_{\sigma b}$  в зависимости от относительной ширины контактной поверхности. В этом случае формула (16) примет следующий вид:

$$\eta'_{\sigma b} = 1 + c \frac{b}{S_{\rm cp}}.$$
 (16a)

Тогда значение коэффициента  $\eta'_{\sigma}$ , можно представить в виде произведения:

$$\eta'_{\sigma} = \eta'_{\sigma l} \eta'_{\sigma b}. \tag{17}$$

Коэффициент *с* в уравнениях (16) и (16а) зависит от распределения контактных касательных напряжений по ширине и длине контактной поверхности.

Коэффициент *с*, учитывающий закон распределения касательных напряжений, определяется по формуле:

$$c = 0.5 \frac{\tau_{\rm cp}}{2K},\tag{18}$$

где  $\tau_{cp}$  – среднее контактное касательное напряжение; 2K – сопротивление деформации при плоском напряженном состоянии.

Отношение  $\frac{\tau_{cp}}{2K} = (0...0,5)$  и с достаточной точно-

стью для практических расчетов его можно заменить коэффициентом трения:

$$f \equiv \frac{\tau_{\rm cp}}{2K}.$$

При этом необходимо учитывать, что меньшее значение f следует принимать в случае, когда относительные размеры контактной поверхности

$$1,5 \le \frac{l_{\rm cp}}{S_{\rm cp}} \left(\frac{b}{S_{\rm cp}}\right) \le 4$$

Коэффициент трения следует принимать в пределах f = 0, 1...0, 3 в зависимости от вида используемой смазки.

Влияние относительных размеров контактной поверхности на среднее давление. При PB контактная поверхность деформирующего ролика с заготовкой локализована. Размеры ее малы в сравнении с длиной образующей и периметром детали.

Напряженное состояние частей металла, примыкающих к бегущему очагу деформации, оказывает существенное влияние на контактные напряжения. Причем с увеличением относительных размеров контактной поверхности  $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right)$  это влияние умень-

шается, но при этом возрастает влияние внешнего трения. С уменьшением относительных размеров контактной поверхности увеличивается влияние внешних зон металла (жестких концов) на характер распределения и величину контактного давления. Влияние внешнего трения при этом значительно снижается.

Для оценки влияния относительных размеров контактной поверхности на среднее давление при PB следует воспользоваться результатами аналогичных работ, проведенных при исследовании процессов осадки и прокатки.

В теории прокатки установлено, что при отноше-

нии 
$$\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) < (0, 5...1, 0)$$
 контактные давления выше,  
чем при  $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > (0, 5...1, 0).$ 

Эти влияния внешних зон при небольших относительных размерах  $\frac{l_{cp}}{S_{cp}}$  и  $\frac{b}{S_{cp}}$  контактной поверхности и большой средней толшине в очаге деформации зна-

чительно повышают контактные давления.

Влияние относительных размеров контакта принято оценивать коэффициентом

$$\eta''_{\sigma} = \frac{\rho_{cp}}{\rho'_{cp}},\tag{19}$$

где  $\rho_{cp}, \rho_{cp}''$  — среднее давление при прокатке с внешними зонами и без внешних зон соответственно.

С увеличением относительных размеров контакта

$$0 \leq \left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) \leq 1$$
 контактное давление  $\rho''_{cp}$  возрастает,

а при  $\rho_{cp}$  интенсивно уменьшается. При значении относительных размеров контактной поверхности

$$\left(\frac{I_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > 1,0$$
 увеличение  $\rho''_{cp}$  и уменьшение  $\rho_{cp}$ 

прекращаются, и тогда  $\rho_{cp}^{"} = \rho_{cp}$ .

При PB контактная поверхность имеет форму криволинейной трапеции, которая близка к промежуточной форме между прямоугольником и ромбом, следовательно, можно принять, что наименьшее значение

коэффициента 
$$\eta''_{\sigma}$$
 будет при  $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > 1,0.$ 

Как показали экспериментальные исследования, при $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > 0, 7...1, 0$  влияние внешнего трения на

среднее контактное давление незначительно, и при

РВ с малыми обжатиями ( $\varepsilon_s < 0,3$ ) им можно пренебречь, так как в этом случае контактное давление будет зависеть от влияния внешних зон.

При $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > 1,0$  контактное давление, в основ-

ном, зависит от влияния внешнего трения на контакте.

Коэффициент  $\eta''_{\sigma}$  при PB можно определить по формуле:

$$\eta''_{\sigma l, \sigma b} = \left(\frac{l_{\rm cp}}{S_{\rm cp}}\right)^{-0.4},\tag{20}$$

где  $\eta''_{\sigma l}$ ,  $\eta''_{\sigma b}$  – значения коэффициента в направлении длины и ширины контакта соответственно или определить по таблице:

тывать подпор или натяжение. Технологическая сила, соответственно, будет увеличиваться или уменьшаться из-за изменения величины и характера распределения контактного давления.

Влияние подпора или натяжения на среднее контактное давление учитывается введением в выражение (4) коэффициента  $\eta_{\sigma}^{''}$ , являющегося отношением среднего давления при PB с подпором к среднему давлению без подпора.

При PB по прямой схеме без натяжения трение между заготовкой и оправкой увеличивает среднее контактное давление. По мере уменьшения непрокатанной части заготовки контактное давление снижается.

В зависимости от посадочного зазора, коэффициента трения, смазки и относительных размеров непрокатанной части заготовки коэффициент  $\eta_{\sigma}^{''}$  в об-

$\left(\frac{l_{\rm cp}}{S_{\rm cp}}; \frac{b}{S_{\rm cp}}\right)$	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$\eta''_{\sigma l}; \eta''_{\sigma b}$	_	2,5	1,9	1,62	1,44	1,32	1,23	1,15	1,07	1,04	1,00
$\eta_{\sigma l}''; \eta_{\sigma b}''$	2,61	2,28	1,88	1,6	1,38	1,23	1,13	1,07	1,03	1,02	1,00

Во второй строке таблицы приведены значения, определенные по формуле (20), а в третьей – по формуле

$$\eta_{\sigma l; \sigma b}'' = 1 + 2.6 e^{-3 \left(0.4 + \frac{l_{\rm cp} b}{S_{\rm cp}}\right)^2}.$$
 (21)

На основе анализа теоретических и экспериментальных данных влияние внешних зон наиболее существенно при малых значениях относительных размеров контактной поверхности, когда PB ведется с малым обжатием ( $\varepsilon_s < 0,3$ ) и на небольшой подаче ( $\phi < < 0,05...0,08$ ).

Полное значение коэффициента  $\eta_{\sigma}^{''}$  определяется по формуле:

$$\eta''_{\sigma} = \eta''_{\sigma l} \eta''_{\sigma b}.$$
<sup>(22)</sup>

При этом следует отметить, что формула (20) справедлива при  $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right)$ <1,0, а формула (21) действи-

тельна при любых относительных размерах контакта. При относительных размерах контактной поверх-

ности  $\left(\frac{l_{cp}}{S_{cp}}; \frac{b}{S_{cp}}\right) > 1,0$  влияние внешних зон на кон-

тактное давление в сравнении с другими факторами незначительно.

Влияние трения между заготовкой и оправкой на среднее давление при РВ по прямой схеме. В зависимости от схемы РВ цилиндрических оболочек изделий РКТ и ЛА непрокатанная часть заготовки будет испыщем виде для случая PB по прямой схеме без натяжения определяется так:

$$\eta_{\sigma}^{\prime\prime\prime} = \frac{\rho_{cp}}{\rho_{cp}^{\prime\prime\prime}} = f\left(\Delta d; f; \frac{l_{o\delta p}}{d}\right),$$
(23)

где  $\rho_{cp}$ ,  $\rho_{cp}^{'''}$  — среднее удельное давление при PB с подпором от сил трения и без подпора от сил трения между заготовкой и оправкой соответственно;  $\Delta d$  — посадочный зазор между заготовкой и оправкой;  $l_{obp}$  длина образующей непрокатанной части заготовки; d — диаметр оправки.

Значение  $\eta_{\sigma}^{'''}$  в течение процесса РВ по прямой схеме уменьшается от 1,1 до 1,0.

Такое изменение происходит из-за того, что в начале процесса PB непрокатанная заготовка имеет наибольшую длину, и подпор от сил трения оказывает наибольшее влияние на  $\rho_{cp}$ . В конце процесса PB, наоборот, подпор от сил трения фактически исчезает,  $\eta_{\sigma}^{''} \approx 1,0.$ 

Такое изменение коэффициента  $\eta_{\sigma}^{''}$  сказывается на изменении толщины прокатываемой детали, так как из-за изменения упругих деформаций силовых звеньев машины изменяется зазор между роликом и оправкой. На практике такое изменение зазора приходится корректировать изменением траектории, так как зазор  $Z_0$  изменяется обратно пропорционально  $\eta_{\sigma}^{''}$ , т.е. увеличивается к концу прокатки.

При РВ по прямой схеме с натяжением непрокатанной части заготовки подпор от сил трения между заготовкой и оправкой компенсируется принудительным натяжением. В этом случае значение  $\eta_{\sigma}^{'''}$  <1,0.

Определение размеров контактной поверхности. Определение приведенного радиуса деформирующего ролика. При определении длины контактной поверхности (дуги воздействия) при РВ цилиндрических оболочек изделий РКТ и ЛА для упрощения математических выкладок обычно конкретную схему процесса РВ приводят к расчетной.

Так, например, при определении длины дуги захвата при PB используется принятая в практике прокатки форма приведения, которая заключается в отождествлении прокатки листа в валках разных диаметров ( $2r \neq 2R$ ), прокатке в валках одинакового диаметра ( $2r_{np}$ ), определяемого по известной формуле:

$$r_{\rm np} = \frac{2\,Rr}{R+r}.\tag{24}$$

Но так как при PB заготовка охватывает оправку, то необходима такая форма приведения, которая бы полнее отражала кинематику PB.

Поэтому целесообразнее представить оправку и заготовку "плоскими" (развернуть их в плоскость), а деформирующий ролик соответственно уменьшить настолько, чтобы были соблюдены равенства толщин заготовки и детали, а также контактных поверхностей в конкретных и приведенных условиях.

В результате формула для определения приведенного радиуса деформирующего ролика при РВ будет составлена следующим образом:

$$r_{\rm np} = \frac{Rr}{R+r}.$$
 (25)

Определение длины контактной поверхности. На рис. 1 изображено построение контактной поверхности деформирующего ролика радиусом *r*<sub>пр</sub> с заготовкой на "плоской" оправке при РВ цилиндрических оболочек.

Как следует из рис. 1, *в*, при РВ цилиндрических оболочек дуга воздействия бегущего очага деформации имеет переменную величину. Очевидно, что наибольшее ее значение:

$$l_1 = r_{\text{np}\,i}\,\sin\theta_1\,,\qquad(26)$$

а наименьшее значение:

$$l_2 = [r_{\rm IID} - (\Delta S \Delta t \mathrm{tg}\alpha)] \sin \theta_2, \quad (27)$$

где  $\theta_1$ ,  $\theta_2$  – соответствующие значения углов воздействия в плоскостях дуг 2''-5'' и 1''-4'' (см. рис. 1, *a*);  $l_1$ ,  $l_2$  – горизонтальная

проекция дуги 1"-4" и 2"-3" соответственно; *r*<sub>пр</sub> – приведенный радиус ролика.

Кроме того, накатывание ролика на заготовку (начало деформации) происходит по фронту, определенному длиной 1"-2". Обозначим угол ее наклона к образующей  $\alpha'$ .

Момент окончания деформации происходит по фронту, определяемому длиной 0''-5''. Так как эта длина практически лежит в плоскости центров, то ее угол наклона к образующей будет равен главному углу  $\alpha$  деформирующего ролика.

Также следует, что:

tg
$$\alpha' = \frac{\Delta S}{\mu \Delta t + l_k - \Delta t} = \frac{\Delta S}{\Delta t(\mu - 1) + \frac{\Delta S}{tg\alpha}} = \frac{1}{\frac{\Delta t}{\Delta S}(\mu - 1) + \frac{1}{tg\alpha}}.$$
  
Так как  $\phi = \frac{\Delta t}{\Delta S}$  – коэффициент подачи, а  $\mu = \frac{1}{1 - \phi}$ ,

то

$$tg\alpha' = \frac{tg\alpha}{\phi(\mu - l) + l}.$$
 (28)

Как следует из формулы (28),  $\alpha' < \alpha$ . По мере того как деформирующий ролик накатывается на заготовку, начальный угол  $\alpha'$  увеличивается и в момент окончания деформации  $\alpha' = \alpha$ .



#### Рис. 1. Определение контактной поверхности при ротационном выдавливании цилиндрических оболочек:

a — проекция контактной поверхности в плоскости центров;  $\delta$  — в радиальном направлении; s — в осевом направлении

С увеличением подачи φ начальный угол α' уменьшается, что способствует распределению пластической деформации по толщине в осевом направлении. И, наоборот, с уменьшением подачи угол увеличивается, что способствует распределению пластической деформации в тангенциальном направлении.

Распределение деформации в том или ином направлении приводит к изменению диаметров заготовки.

Для определения проекций крайних дуг воздействия  $l_1$  и  $l_2$  необходимо определить соответствующие им синусы углов захвата  $\theta_1$  и  $\theta_2$ . Как следует из рис. 1, e,  $\frac{r_{\text{пр}\,i} - y_i}{r_{\text{пр}\,i}} = \cos\theta_i$  или  $1 - \frac{y_i}{r_{\text{пр}\,i}} = \cos\theta_i$ . Так как  $\sin\theta_i = \sqrt{1 - \cos^2\theta_i}$ ,

то

$$\sin \theta_{i} = \sqrt{\frac{2 y_{i}}{r_{\rm np}} - \frac{y_{i}^{2}}{r_{\rm np}^{2}}},$$
 (29)

где  $y_i$  – соответствующие стрелки дуг  $l_1$  и  $l_2$ .

Ввиду того что  $\frac{y_i^2}{r_{пp}^2} << \frac{2y_i}{r_{пp\,i}}$ , выражение (29) примет

более простой вид:

$$\sin \theta_i = \sqrt{\frac{2 y_i}{r_{\text{rnp}\,i}}}.$$
(30)

Из рис. 1, *a*, *в* видно, что дуге воздействия  $l_1 = 1''-5''$  соответствует  $y_1 = 1-5$ , а дуге воздействия  $l_2 = 1''-4''$  соответствует  $y_2 = 1-4$ .

Из треугольника 3–5–2 (см. рис. 1, *а*) будет получено:

$$y_1 = \mu \Delta t \mathrm{tg} \alpha', \tag{31}$$

а из треугольника 0-1-4

$$y_2 = \Delta t t g \alpha.$$
 (32)

Совместное решение зависимостей (31), (32) и (30) позволит получить

$$\sin\theta_1 = \sqrt{\frac{2\mu\Delta t t g\alpha}{r_{\rm np}}};$$
(33)

$$\sin\theta_2 = \sqrt{\frac{2\Delta t \text{tg}\alpha}{r_{\text{np}}}}.$$
 (34)

При подстановке формулы (33) в (34) будет получено выражение для определения наибольших значений горизонтальной проекции дуги захвата:

$$l_1 = \sqrt{2r_{\rm np}\mu\Delta t t g\alpha'}.$$
 (35)

Совместное решение (35) и (28) дает:

$$l_1 = \sqrt{2r_{\rm np}\mu\Delta t {\rm tga} \frac{1}{\varphi(\mu-1)+1}}.$$
 (36)

Анализ выражения (36) с учетом реальных режимов PB показал, что  $\frac{1}{\varphi(\mu-1)+1} \approx 1,0$ , и тогда формула для определения наибольшей длины дуги воздействия примет вид:

$$l_1 = l_{\max} = \sqrt{2r_{\pi p}\mu \Delta t t g \alpha}, \qquad (37)$$

или, так как  $\Delta t = \varphi \Delta S$ , то

$$l_1 = l_{\max} = \sqrt{2r_{\min}\Delta S \varphi \mu t g \alpha}.$$
 (38)

Для определения наименьшей величины горизонтальной проекции дуги воздействия бегущего очага следует применить совместное решение выражений (34) и (27)

$$l_2 = \sqrt{2r_{\rm np}\Delta t t g\alpha} + \sqrt{\frac{2\Delta t^3 t g^3 \alpha}{r_{\rm np}}} - \sqrt{\frac{2\Delta t \Delta S t g\alpha}{r_{\rm np}}}.$$
 (39)

Так как при PB tg $\alpha < 1$ , a tg $3\alpha << 1$  и, остальные члены, входящие в это выражение, малы в сравнении с  $r_{\rm np}$ , то

$$l_2 = l_{\min} = \sqrt{2r_{\rm np}}\Delta t {\rm tg}\alpha \tag{40}$$

или 
$$l_2 = l_{\min} = \sqrt{2r_{\min}\Delta S\phi tg\alpha}$$
. (40a)

Среднее значение длины дуги захвата определяется как среднее геометрическое:

$$I_{\rm cp} = \sqrt{l_1 + l_2} = \sqrt{2r_{\rm np}}\,\Delta S \varphi tg \alpha \sqrt{\mu}\,,\tag{41}$$

или как среднее арифметическое

$$l_{\rm cp} = 1/2(l_1 + l_2) = \sqrt{2r_{\rm np}\Delta S \varphi tg \alpha} \frac{\sqrt{\mu + 1}}{2}.$$
 (41a)

Определение ширины контактной поверхности. На рис. 2 представлена схема очага деформации в осевом направлении в плоскости центров. Ширина контактной поверхности при РВ представляется состоящей из трех участков:

горизонтальная проекция контакта рабочего конуса деформирующего ролика с заготовкой:

$$b_k = \frac{\Delta S}{\mathrm{tg}\alpha}; \tag{42}$$

2 — горизонтальная проекция контакта радиусной части ролика:

$$b_p = \rho tg \frac{\alpha}{2}; \tag{43}$$

3 — горизонтальная проекция контакта калибрующей части ролика:

$$b_n = \frac{\Delta t \mu}{2}.$$
 (44)

Полная ширина контактной поверхности составит:

$$b = \frac{\Delta S}{\mathrm{tg}\alpha} + \rho \mathrm{tg}\frac{\alpha}{2} + \frac{\Delta t\mu}{2}.$$
 (45)



Рис. 2. Определение ширины контактной поверхности

Но так как  $b_p + b_n = \Delta t \mu$ , то окончательное решение примет вид:

$$b = \frac{\Delta S}{\mathrm{tg}\alpha} + \mu \Delta t. \tag{46}$$

Определение размеров контактной поверхности с учетом упругого сжатия. При PB в результате упругого сжатия деформирующего ролика и прокатываемой детали по толщине увеличиваются контактная поверхность и технологическая сила, действующая на деформирующий ролик. Это происходит потому, что радиус деформирующего ролика на контактной поверхности локально увеличивается под действием нормального давления, в результате чего происходит удлинение дуги воздействия.

Задачу определения деформированного радиуса давильного ролика приближенно можно решить на основе выводов теории упругого контакта цилиндра с плоскостью, сделанных Герцем, с использованием следующих допущений:

 задачу с упругим сплющиванием деформирующего ролика при PB считаем плоской;

2) контур деформирующего ролика на контактной поверхности – окружность, но большого радиуса.

Для определения деформированного радиуса ролика следует применить формулу для определения половины длины контакта цилиндра с плоскостью:

$$a = \sqrt{4q(\Phi_1 + \Phi_2)}r_{\rm mp},$$
 (47)

где q – нагрузка на дуге контакта, т.е. результирующее давление на единицу ширины контакта;  $\Phi_1 = \frac{1 - v_1^2}{\pi E_1}$ ,

 $\Phi_2 = \frac{1 - v_2^2}{\pi E_2}$  – упругие константы материала контак-

тирующих пар;  $v_1$ ,  $v_2$  – коэффициенты Пуассона;  $E_1$ ,  $E_2$  – модули упругости.

Следовательно, теорию Герца можно применять для определения длины деформированной дуги воздействия бегущего очага в начальной стадии раскатки для случая малой величины точки соприкосновения, т.е. когда обжатия еще малы.

При РВ деформация дробная, а единичные обжатия достаточно малы, поэтому при выводе расчетной зависимости для определения деформированного радиуса представляется возможным использовать формулу Герца (47) в качестве исходной.

Как следует из формулы (47), длина деформированной дуги воздействия бегущего очага  $2a = l'_{cp}$ .

Длина дуги воздействия бегущего очага с учетом упругого сплющивания определяется по формуле (47) с заменой в ней  $r_{\rm np}$  на  $r'_{\rm np}$  (деформированный радиус)

$$l_{\rm cp}' = \sqrt{2r_{\rm np}' \Delta S \varphi tg \alpha \sqrt{\mu}} = \sqrt{2r_{\rm np}' \Delta S_{i \rm cp}}, \qquad (48)$$

где  $\Delta S_{i \text{ ср}} = \Delta S \varphi t g \alpha \sqrt{\mu} -$ среднее единичное обжатие.

Из совместного решения выражений (47) и (48) следует:

$$r'_{\rm np} = \frac{8q(\Phi_1 + \Phi_2)}{\Delta S_{i \ \rm cp}} r_{\rm np} \,. \tag{49}$$

При подстановке  $q = \rho_{cp} l'_{cp}$  будет получена формула для определения деформированного радиуса ролика на контактной поверхности:

$$r_{\rm np}' = \frac{128r_{\rm cp}^2 \left(\Phi_1 + \Phi_2\right)^2}{\Delta S_{i \, \rm cp}} r_{\rm np}^2.$$
(50)

Для случая PB стальных деталей, когда  $\Phi_1 = \Phi_2 = 1,32 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^2/\text{кг}$ , уравнение (50) примет следующий вид:

$$r'_{\rm np} = 8,97 \cdot 10^{-8} \frac{r_{\rm cp}^2 r_{\rm np}^2}{\Delta S_{i \rm cp}}.$$
 (50a)

Заключение. Приведенные зависимости позволяют рационально построить технологический процесс PB цилиндрических оболочек с минимальными затратами времени и средств, что приводит к экономии металла и снижению трудоемкости при изготовлении оснастки и инструмента для PB, а также полезны при проектировании нового оборудования.

Указанные преимущества процесса PB подтверждают перспективность и актуальность его развития и широкое применение в производстве бесшовных тонкостенных оболочковых изделий PKT и ЛА.

> Антон Евгеньевич Кондауров, инженер-технолог 1 категории;

> Ирина Юрьевна Суворова, инженер-технолог 3 категории, irinasuvoro@gmail.com; Валерий Сергеевич Дмитриев, канд. техн. наук; Владимир Васильевич Миронов, начальник группы; Георгий Георгиевич Кривенко, начальник отделения

## **Е.С. Нестеренко, А.А. Кузина** (Самарский государственный аэрокосмический университет)

# Вытяжка осесимметричных деталей в штампе с упругими матрицей и прижимом

Предложена новая схема процесса вытяжки в штампе с упругими матрицей и прижимом, учитывающая неравномерное изменение толщины фланца заготовки при глубокой вытяжке тонколистового материала. Данная схема позволит устранить интенсивное гофрообразование на фланце заготовки, увеличить площадь контакта фланца с прижимом, снизить силу прижима, повысить предельный коэффициент вытяжки.

The new diagram of drawing in the die by the elastic matrix and clamp, that considers uneven change in the thickness of the flange of billet with deep drawing of material is proposed. That will make possible: to remove intensive corrugation on the flange of billet; to increase the contact area of flange with the clamp; to reduce the clamping force; to increase the overall efficiency of drawing.

Ключевые слова: вытяжка; упругие свойства; разнотолщинность; упругая матрица; упругий прижим; коэффициент вытяжки; гофрообразование; потеря устойчивости.

**Keywords:** drawing; elastic properties; variation in thickness; elastic matrix; elastic clamp; draw ratio; corrugation; loss of stability.

Как известно, в процессе вытяжки на фланце заготовки возникают максимальные пластические деформации. В связи с этим наибольшая неравномерность толщины возникает на фланце заготовки (рис. 1).

При вытяжке тонколистовых заготовок с  $\frac{s}{D_{3ar}}$  100 %  $\leq$ 1 (s,  $D_{3ar}$  – толщина и диаметр заготовки)

максимальная разнотолщинность  $\Delta s_{max}$  возникает при смещении фланца на 20...30 % [1], в результате этого сила прижима действует лишь на кромку и появляется свободный участок *ав* (см. рис. 1).



Рис. 1. Схема вытяжки тонколистовой заготовки с жестким прижимом:

1 — матрица; 2 — заготовка; 3 — прижим;  $s_{\rm M}$ ,  $s_{\rm K}$  — толщина матрицы и кромки;  $r_{\rm n}$ ,  $r_{\rm M}$ ,  $r_{\rm \phi}$  — радиус пуансона, матрицы и фланца; ab — свободный участок фланца

Поэтому наличие прижима не устраняет возможности гофрообразования. При деформации такой заготовки необходимо применять завышенное значение силы прижима, что приводит к росту растягивающих напряжений в опасном сечении и снижению коэффициента вытяжки до 30 % в сравнении с вытяжкой толстолистовых заготовок [2].

Неравномерное изменение толщины фланца заготовки при глубокой вытяжке тонколистового материала возможно учесть в штампе с упругими матрицей и прижимом. Использование упругих матрицы и прижима позволяет устранить интенсивное гофрообразование на фланце заготовки, увеличить площадь контакта фланца с прижимом, снизить силу прижима, повысить предельный коэффициент вытяжки.

На рис. 2 приведена схема вытяжки, где упругими элементами являются матрица и прижим. Сила на прижим передается через прижимное кольцо 6, расположенное по внешнему радиусу прижима 2. В процессе вытяжки под действием силы прижим и матрица будут упруго деформироваться. Величина этого упругого перемещения ограничена упругими свойствами материала оснастки, которые должны превышать максимальную разнотолщинность  $\Delta s_{max}$  на фланце.

Внутренний и внешний радиусы матрицы и прижима определяются исходя из геометрических размеров детали.

Высота прижима *h*<sub>п</sub> и матрицы *h*<sub>м</sub> определяются по следующим формулам [3]:

$$h_{\rm M} = \sqrt[3]{= \frac{g9r^3(r_1 - r_2)(1 - \mu^2)}{E\Delta s_{\rm max}}};$$
 (1)



Рис. 2. Схема вытяжки тонколистового материала с использованием упругих матрицы и прижима:

1 – пуансон; 2 – упругий прижим; 3 – упругая матрица; 4 – опорное кольцо; 5 – деформируемый материал; 6 – прижимное кольцо

$$h_{\rm m} = \sqrt[3]{= \frac{g 12 r^3 (r_1 - r_2) (1 - \mu^2)}{E \Delta s_{\rm max}}},$$
 (2)

где g — интенсивность поверхностной нагрузки, кН/мм<sup>2</sup>; E — модуль упругости, МПа;  $\mu$  — коэффициент Пуассона; r — переменный радиус, изменяется от  $r_1$  до  $r_2$ ;  $r_1$ ,  $r_2$  — внутренний и наружный радиусы матрицы и прижима, мм.

Максимальная разнотолщинность на фланце определяется по формуле

$$\Delta s_{\max} = s_{\kappa} - s_{M}, \qquad (3)$$

где 
$$s_{\rm K} = s \sqrt{\frac{R_{\rm заг}}{r_{\rm op}}};$$
  
 $s_{\rm M} = s \sqrt{\frac{R_{\rm заr}}{r_{\rm M}}}.$ 

С учетом показателя анизотропии по толщине  $(\mu_{21} = 0.51 \text{ для стали } 08 \text{ кп})$ :

$$s_{\rm K} = s \left(\frac{R_{\rm 3ar}}{r_{\rm m}}\right)^{1-\mu_2}$$

Величину *г* находим из формулы:

$$g = \frac{D\xi}{r^3},\tag{4}$$

где D – изгибная жесткость кольца, МПа·мм<sup>3</sup> ( $D = \frac{Eh^3}{12(1-\mu^2)}$ , где h – высота матрицы и прижима);  $\xi$  –

угол поворота  $\left( \xi = \frac{\Delta S_{\text{max}}}{r_2 - r_1} \right)$ .

Сила прижима определяется по формуле [2]:

$$q = \frac{Q}{\pi (R_H^2 - \rho^2)},\tag{5}$$

где  $R_H$ ,  $\rho$  — радиусы соответственно кромки заготовки и рассматриваемого элемента заготовки, мм; Q — полная сила прижима, кН.

Полная сила упругого прижима [4]

$$Q_{0} = \frac{1}{c} \omega_{0} \left[ -\frac{\pi^{2} l}{4a_{\kappa}^{2} b} \left( \sigma_{\theta cp} s b^{2} N_{k} + \frac{4}{3} \pi^{2} E_{p} J M_{k} \right) \right], \quad (6)$$

где  $E_p$  — модуль пластичности изотропного материала, МПа; l — длина гофры, мм;  $\sigma_{\theta cp}$  — среднее окружное

напряжение, МПа; 
$$J = \frac{1}{3}s \left( \frac{(R_{3ar} - r)s'}{\left(\frac{R_H}{R_{3ar}} - \frac{r}{R_{3ar}}\right)} \right)$$
 — момент

инерции;  $s' = \frac{s}{2R_{3ar}}$  — относительная толщина листо-

вой заготовки;  $a_{\kappa}$ , b — размеры критического элемента фланца, на котором образуются гофры, мм;  $N_k$ ,  $M_k$  константы потери устойчивости;  $\omega_0$  — перемещение от дополнительных сил выпрямления волны, мм; c константа упрочнения материала заготовки.

Штамповую оснастку целесообразно изготовлять из инструментальных сталей, предназначенных для штампов холодной штамповки. Для прижима применяли сталь 40, подвергая термообработке: отжиг при температуре 840...860 °C, 1 ч, охлаждение в печи; полная закалка в воду при 840...860 °C, 20 мин; высокий отпуск при 550...600 °C, 20 мин, далее охлаждение на воздухе; азотирование при 550...600 °C, 55 ч (для повышения стойкости).

Для матрицы использовали сталь У8А (в исходном (отожженном) состоянии имеет низкую твердость 170...180 НВ). Термическая обработка: температура закалки 780...810 °С в воду или водные растворы солей; низкий отпуск при 150...170 °С, 60 мин, далее охлаждение на воздухе. После термообработки рабочие элементы штампа имеют твердость 50...55 HRC.

Известно, что модуль упругости определяется силами межатомного взаимодействия. Повышение температуры, увеличивающее межатомные расстояния, снижает модуль упругости. В данном случае термическая обработка практически не изменяет модуль упругости.

На рис. 3 представлены расчеты оптимальной силы прижима для детали из стали 08кп (r = 150 мм;  $R_{3ar} = 300$  мм; s = 6 мм). Из графика видно, что максимум кривой определяет критическое значение силы прижима (301 кН), которое обеспечивает нормальное течение процесса вытяжки.

Внутренние и внешние радиусы матрицы и прижима составляют:  $r_{\rm M} = 150$  мм;  $R_{\rm M} = 310$  мм;  $r_{\rm пp} = 150$  мм;  $R_{\rm пp} = 310$  мм.

Результаты расчетов высоты прижима и матрицы приведены на рис. 4 и 5.



Рис. 3. Сила прижима, необходимая для устранения гофрообразования по ходу вытяжки (r = 150 мм;  $R_{3ar} = 300$  мм; s = 6 мм; материал заготовки 08кп)



Рис. 4. Высота прижимного кольца ( $E = 196 \cdot 10^9$  МПа;  $\mu = 0,3$ ; материал прижима сталь 40; r = 150 мм;  $R_{3ar} = 300$  мм;  $\Delta s_{max} = 0,039$  мм; q = 1,86 МПа)

Из рис. 4 и 5 видно, что для того чтобы учесть разнотолщинность по ширине фланца заготовки необходимо, чтобы высоты матрицы и прижима имели переменное значение по высоте. Однако это усложняет конструкцию штампа. Для упрощения конструкции примем высоты постоянными и равными минимально допустимому значению [2]:  $h_{\rm M} = 46$  мм;  $h_{\rm np} = 37$  мм.

Для проверки теоретических расчетов оснастки (прижима и матрицы) процесс был смоделирован в программе Deform-2D.

Результаты расчетов показали, что в местах контакта с опорным и прижимным кольцами поверхности прижима и матрицы имеют следующие значения интенсивностей напряжений:  $\sigma_{i n} = 0,378$  МПа и  $\sigma_{i M} =$ = 0,382 МПа;  $\sigma_{i max} = 1,13$  МПа; напряжения внутри прижима и матрицы не превышают 360 МПа для стали 40 и 380 МПа для стали У8А. Максимальные на-



Рис. 5. Высота матрицы ( $E = 206 \cdot 10^9$  МПа;  $\mu = 0.3$ ; материал матрицы сталь У8А; r = 150 мм;  $R_{3ar} = 300$  мм;  $\Delta s_{max} = 0.039$  мм; q = 2.1 МПа)

пряжения, возникающие в прижиме и матрице, равны соответственно 756 и 845 Па в точках соприкосновения прижима и матрицы с опорами.

Таким образом, основной деформации подвергаются верхние и нижние поверхности прижима и матрицы, на которых интенсивность напряжений распределяется от 378 до 756 Па и не превышает предела упругости материалов оснастки. При приложении нагрузки на прижим в процессе вытяжки прижим и матрица соприкасаются с фланцем заготовки по всей поверхности, что снижает силу прижима и увеличивает коэффициент вытяжки на 30 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов И.П. Разработка процессов листовой штамповки и методов их проектирования для деталей с заданными размерами по толщине: дис. ... д-ра техн. наук. 1994. 234 с.

2. **Нестеренко Е.С.** Совершенствование процесса глубокой вытяжки тонкостенных осесимметричных деталей в штампе с упругим прижимом: дис. ... канд. техн. наук. 2007. 150 с.

3. Бояршинов С.В. Основы строительной механики машин. М.: Машиностроение, 1987. 456 с.

4. Головлёв В.Д. Расчеты процессов листовой штамповки. Устойчивость формообразования тонкостенного металла. М.: Машиностроение, 1974. 136 с.

Елена Сергеевна Нестеренко, канд. техн. наук, nesterenko77@mail.ru; Антонина Александровна Кузина, инженер



## ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ



## производство

УДК 621.778.669

В.В. Битков (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)

# Минимизация образования внутренних разрывов при волочении углеродистой проволоки для холодной высадки

Рассмотрена группа критериев, основанных на геометрических параметрах зоны деформации. Проведено их сравнение с точки зрения их практического использования для прогнозирования появления внутренних дефектов типа разрывов сплошности металла во время процесса волочения круглой проволоки из углеродистой стали. Даны рекомендации для построения маршрутов волочения с минимальной возможностью образования и развития внутренних разрывов.

Group of criteria based on the geometrical parameters of the deformation zone are considered. Their comparison from the viewpoint of practical use for forecast of the appearance of inner defects (like breaks in the continuity of metal) in the course of drawing steel wire with round cross section is carried out. Recommendations to develop this process with the minimum formation and development of inner breaks are given.

**Ключевые слова:** волочение проволоки; зона деформации; критерий разрушения; обжатие сечения за проход; угол конуса волоки; поле скоростей; обрывы; трещинообразование; маршрут волочения.

**Keywords:** wire drawing; deformation zone; fracture criteria; section reduction per passage; angle of die cone; velocity field; breaks; cracking; route of drawing.

Производство круглой стальной углеродистой проволоки и прутков, не имеющих внутренних дефектов, особенно актуально в плане их дальнейшего использования, например, для производства крепежных изделий: винтов, болтов, шурупов и саморезов различного применения.

Наличие внутренних пустот приводит к ослаблению сечения, что в дальнейшем чревато снижением прочности соединения различных изделий вплоть до разрушения сборочных объектов при эксплуатации. Кроме того, производство крепежных изделий методами холодной высадки из прутков и проволоки, имеющих внутренние разрывы сплошности, приводит к возникновению дефектов в виде трещин и разрывов при высадке головной части изделия.

При наличии внутренних разрывов в поверхностных слоях становится невозможным качественная накатка резьбы из-за образования различных дефектов типа закатов, складок, наслоений, особенно при производстве из высокопрочных сталей и сплавов. Для исключения нерационального применения металла и энергоресурсов очень важно выявить и устранить дефекты в прутках и проволоке на начальной стадии их производства. Одним из направлений предупреждения брака в виде центральных разрывов или трещин в виде шеврона является разработка маршрутов волочения проволоки с оптимальными параметрами, которые определяются путем использования критериев условий холодного деформирования без образования дефектов. Обычно математическая зависимость отдельного критерия включает в себя геометрические параметры деформирующего инструмента и параметры, характеризующие механические свойства металла проволоки.

В данной работе рассмотрена группа критериев, основанных на геометрических параметрах зоны деформации и выполнено сравнение этих критериев с точки зрения их практического использования для прогнозирования появления внутренних дефектов типа разрывов сплошности металла во время процесса волочения круглой проволоки.

Существующие критерии разрушения для процессов обработки металлов давлением представляют множество точек зрения по вопросу появления внутренних дефектов в виде разрывов при пластической деформации. Самый очевидный подход заключается в моделировании явления соединения пустот, обычно связанных с пластическим разрушением, при волочении это разрушение проявляется чаще всего в виде



Рис. 1. Центральные разрывы сплошности стреловидной формы [1]

центральных разрывов, многократно повторяющихся в области центральной оси проволоки (рис. 1).

Вопрос образования данных дефектов был предметом многих исследований, относящихся к 60-м годам прошлого века. Например, J.I. Orbegozo [2] и И.Л. Перлин [3] на основании многочисленных исследований по волочению проволоки сделали вывод, что трехосное растяжение, возникающее по центральной оси, является главным фактором, способствующим зарождению подобных разрывов.

Значительно позже аналитические исследования были выполнены В. Avitzur [4]. Он проанализировал возникновение дефектов в виде центральных разрывов при волочении и выдавливании (экструзии) с помощью метода верхней оценки и аналитически определил выражение критерия осевого разрушения при волочении проволоки и экструзии осесимметричных изделий. По этому методу определяется такая форма зоны осесимметричной деформации, характеризуемой двумя параметрами: полууглом конуса волоки о и обжатием сечения *r*, при которой затрачивается минимум полной работы для образования осевых разрывов.

Следует отметить, что все перечисленные ниже методы не объясняют физического смысла распределения напряжений и причины локального разрушения, а также не позволяют определить величину и знак напряжений, приводящих к зарождению данных разрывов и последующим обрывам проволоки в волоке или на выходе из нее.

Течение металла через конические сходящиеся волоки показано на рис. 2. Проволока или пруток начального радиуса  $R_0$  протягивается через коническую часть волоки. В то время как материал проходит через волоку, имеет место пластическая деформация и заготовка уменьшается в диаметре, появляется с конечным радиусом  $R_f$ , который является радиусом выходной части волоки.

Главные независимые переменные в процессе волочения — обжатие сечения, угол конуса волоки, коэффициент трения и свойства материала, в том числе и геометрические. При правильном выборе этих переменных изделие является прочным, сплошным и без наличия поверхностных и внутренних дефектов.

Однако по ряду объективных и субъективных причин проволока конечного размера после волочения зачастую не проходит контрольные испытания из-за наличия дефектов. Есть несколько типов дефектов. Одним из них, который является предметом данной статьи, является центральный разрыв сплошности с периодическими повторениями по всей длине, как представлено на рис. 2 и имеющий стреловидную форму. Этот дефект также часто называют шевронообразным разрывом, возникающим только при определенной комбинации переменных процесса деформации при волочении или выдавливании (экструзии).

Принятое поле скоростей для случая волочения проволоки с центральным разрывом представлено на рис. 2. Зоны I и III являются жесткими телами. Радиус воображаемого канала центрального разрыва  $R_i$  является бесконечно малой величиной.

Зона II ограничена конической поверхностью волоки ( $\Gamma_3$ ), цилиндрической поверхностью ( $\Gamma_4$ ) радиусом  $R_f$  и двумя тороидальными поверхностями  $\Gamma_1$  и  $\Gamma_2$ . Общий центральный круг тороидальных поверхностей *О* является кругом пересечения для поверхностей  $\Gamma_3$  и  $\Gamma_4$ .

Зона III отделена от зоны II поверхностями Г<sub>1</sub> и Г<sub>4</sub>. Зоны I и III являются смежными на протяжении поверхности Г<sub>5</sub>. Зону I не деформируют, но перемещают как жесткое тело в осевом направлении со скоростью v<sub>0</sub>. В зоне III тело уже продеформировано, дальнейшей деформации не подвергается и перемещается как жесткое тело со скоростью v<sub>f</sub>.

Согласно условию несжимаемости

$$\frac{\mathbf{v}_{0}}{\mathbf{v}_{f}} = \frac{R_{f}^{2} - R_{i}^{2}}{R_{0}^{2} - R_{i}^{2}} = \frac{1 - (R_{i} / R_{f})^{2}}{(R_{0} / R_{f})^{2} - (R_{i} / R_{f})^{2}}.$$
(1)

Уравнение (1) было получено при условии, что цилиндр радиусом  $R_i$  не участвует в балансе объемной скорости. Скорость  $v_0$  намного меньше, чем скорость  $v_f$ . В результате этого зона III движется далеко от зоны I вдоль поверхности  $\Gamma_5$ .



Рис. 2. Кинематически возможное поле скоростей при волочении проволоки

Явление центрального разрыва В. Avitzur представляет следующим образом. В зоне II используется тороидальная система координат. Круг *О* радиусом  $R_i$  от оси симметрии является началом разрыва. Радиальное расстояние от начала координат, равное *r*, изменяется от  $r_0$  на поверхности  $\Gamma_2$  до  $r_f$  на поверхности  $\Gamma_1$ .

Угловая координата  $\theta$  меняется от нуля на цилиндрической поверхности  $\Gamma_4$  до  $\alpha$  на поверхности волоки. Направление  $\theta$  является нормалью к направлению *r*. Перпендикулярным к этим двум осям *r* и  $\theta$  является  $\phi$ -направление. Осевая симметрия существует относительно координаты  $\phi$ . Предполагается, что в зоне II скорость удовлетворяет условиям уравнения

$$\mathbf{v}_{r} = \mathbf{v} = -\mathbf{v}_{f} \frac{r_{f}}{r} \frac{r_{f} \sin \theta + R_{i}}{r \sin \theta + R_{i}} \cos \theta;$$

$$\mathbf{v}_{\theta} = \mathbf{v}_{\varphi} = 0.$$
(2)

Достаточно далеко от оси симметрии, как только  $r_f \sin \theta >> R_i$ , то скорость v, определяемая уравнением (2), будет приблизительно равна

$$\mathbf{v} = -\mathbf{v}_f r_f^2 \frac{\cos\theta}{r^2}.$$
 (2a)

Уравнение (2а) удовлетворяет условию постоянства объема на границе разрыва скоростей Г<sub>2</sub>.

В зоне II, когда  $R = R_i$ ,  $\theta = 0$  и

$$\mathbf{v} = \mathbf{v}_f \, \frac{r_f}{r}.\tag{3}$$

На границе  $\Gamma_2$   $r = r_0$  и

$$\mathbf{v}_{f} \frac{\mathbf{r}_{f}}{\mathbf{r}_{0}} > \mathbf{v}_{0} \approx \mathbf{v}_{f} \left(\frac{\mathbf{R}_{f}}{\mathbf{R}_{0}}\right)^{2} \approx \mathbf{v}_{f} \left(\frac{\mathbf{r}_{f}}{\mathbf{r}_{0}}\right)^{2}.$$
 (4)

Таким образом, граница зоны II в окрестностях осевой линии отделяется от входящего материала и вызывает центральный разрыв. Мощность деформации от внутренних сил в зоне II будет [3]

$$\begin{split} \dot{W_{i}} &= 4\sigma_{0} \pi v_{f} R_{f}^{2} \Biggl\{ \frac{1}{2} \Biggl( 1 - 2 \frac{R_{i}}{R_{f}} \Biggr) f(\alpha) \ln \frac{R_{0}/R_{f} - R_{i}/R_{f}}{1 - R_{i}/R_{f}} + \\ &+ \frac{R_{i}/R_{f}}{1 - R_{i}/R_{f}} \frac{1}{\sin \alpha} \times \\ &\times \Biggl[ \frac{1 - R_{0}/R_{f}}{R_{0}/R_{f} - R_{i}/R_{f}} A(\alpha) + B(\alpha) \ln \frac{R_{0}/R_{f} - R_{i}/R_{f}}{1 - R_{i}/R_{f}} \Biggr] \Biggr\}, \end{split}$$
(5)

где  $\sigma_0$  – напряжение пластического течения;

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left\{ 1 - (\cos \alpha) \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{11 \cdot 12}} \ln \frac{1 + \sqrt{11/12}}{\sqrt{11/12} \cos \alpha + \sqrt{1 - (11/12) \sin^2 \alpha}} \right\}$$

$$A(\alpha) = 0,37877\alpha + 0,111251\sin(2\alpha) - -0,004847\sin(4\alpha) + 0,000241\sin(6\alpha);$$
  

$$B(\alpha) = 0,779825\alpha + 0,190716\sin(2\alpha) - -0,008309\sin(4\alpha) + 0,000414 \times$$
(5a)  

$$\times \sin(6\alpha) - \sin\alpha \cos\alpha (0,047833 + 0,018857\sin^2 \alpha + +0,009834\sin^4 \alpha + 0,005564\sin^6 \alpha + + +0,003158\sin^8 \alpha + 0,001664\sin^{10} \alpha).$$

По поверхности разрыва  $\Gamma_2$  В. Avitzur выполнил некоторую аппроксимацию, так что условие постоянства объема выполняется только приблизительно, и поэтому им было сделано допущение, что потери на сдвиг в пределах поверхностей разрыва  $\Gamma_1$  и  $\Gamma_2$  будут одинаковыми и равны. Таким образом, мощность сил сдвига

$$\dot{W}_{s1} = \dot{W}_{s2} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \pi v_f R_f^2 \left( 1 - \frac{R_i}{R_f} \right) \times \left\{ \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{R_i}{R_f} \right) \left( \frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \operatorname{ctg} \alpha \right) + \frac{1 - \cos \alpha}{\sin \alpha} \frac{R_i}{R_f} \right\}.$$
(6)

Мощность потерь от сил трения в пределах поверхности  $\Gamma_3$  будет

$$\dot{W}_{s3} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \mu \pi v_f R_f^2 (\text{ctga}) \left( 1 - \frac{R_i}{R_f} \right) \times \\ \times \ln \frac{R_0 / R_f - R_i / R_f}{1 - R_i / R_f},$$
(7)

где µ – коэффициент трения.

Мощность сил сдвига в пределах поверхности Г<sub>4</sub>:

$$\dot{W}_{s4} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \pi v_f R_f^2 \frac{R_i}{R_f} \frac{1 - R_i / R_f}{\sin \alpha} \times \left\{ \frac{R_0 / R_f - R_i / R_f}{1 - R_i / R_f} - 1 - \ln \frac{R_0 / R_f - R_i / R_f}{1 - R_i / R_f} \right\}.$$
(8)

Мощность протягивания (волочения):

$$\dot{W}_d = \pi \mathrm{v}_f R_f^2 \sigma_{xf} \tag{9}$$

и мощность заднего натяжения:

$$W_{b} = -\pi v_{0} R_{0}^{2} \sigma_{xb} = -\pi v_{f} R_{f}^{2} \sigma_{xb} \times \frac{1 - (R_{i} / R_{f})^{2}}{(R_{0} / R_{f})^{2} - (R_{i} / R_{f})^{2}} (R_{0} / R_{f})^{2}.$$
(10)

Подводимая к переднему концу проволоки мощность протягивания расходуется на формоизменение при пластической деформации  $\dot{W}_i$ , на преодоление сил трения на контактной поверхности  $\Gamma_3$  ( $\dot{W}_{s3}$ ), на преодоление сил сдвига на поверхностях  $\Gamma_1$ ,  $\Gamma_2$  и  $\Gamma_4$ ( $\dot{W}_{s1}$ , $\dot{W}_{s2}$  и  $\dot{W}_{s4}$ ), а также на преодоление заднего натяжения  $\dot{W}_b$ . Таким образом,  $\dot{W}_d = \dot{W}_i + \dot{W}_{s1} + \dot{W}_{s3} + + \dot{W}_{s4} + \dot{W}_b$ . После подстановки значений всех составляющих и ряда преобразований было получено, что относительная сила волочения проволоки

бочей зоны волоки увеличивается, то и обжатие за проход должно быть увеличено с тем, чтобы предотв-

$$\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_{0}} = \frac{1 - (R_{i}/R_{f})^{2}}{(R_{0}/R_{f})^{2} - (R_{i}/R_{f})^{2}} (R_{0}/R_{f})^{2} \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_{0}} + 2\left(1 - 2\frac{R_{i}}{R_{f}}\right) f(\alpha) \ln \frac{(R_{0}/R_{f}) - (R_{i}/R_{f})}{1 - (R_{i}/R_{f})} + \frac{4(R_{i}/R_{f})}{1 - (R_{i}/R_{f})} \times \frac{1}{1 - (R_{i}/R_{f})} \left(\frac{1 - (R_{0}/R_{f})}{(R_{0}/R_{f}) - (R_{i}/R_{f})} A(\alpha) + B(\alpha) \ln \frac{(R_{0}/R_{f}) - (R_{i}/R_{f})}{1 - (R_{i}/R_{f})}\right) + \frac{4}{\sqrt{3}} \left(1 - \frac{R_{i}}{R_{f}}\right) \left(\frac{1}{2}\left(1 - \frac{R_{i}}{R_{f}}\right) \left(\frac{\alpha}{\sin^{2}\alpha} \operatorname{ctga}\right) + \frac{1 - \cos\alpha}{\sin\alpha} \frac{R_{i}}{R_{f}}\right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \mu(\cos\alpha)(1 - R_{i}/R_{f}) \times \frac{1}{1 - (R_{i}/R_{f})} + \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{R_{i}}{R_{f}} \frac{1 - (R_{i}/R_{f})}{\sin\alpha} \left(\frac{(R_{0}/R_{f}) - (R_{i}/R_{f})}{1 - (R_{i}/R_{f})} - 1 - \ln \frac{(R_{0}/R_{f}) - (R_{i}/R_{f})}{1 - (R_{i}/R_{f})}\right)\right).$$
(11)

В. Avitzur предположил, что для возникновения центрального разрыва отношение  $R_i/R_f$  должно расти начиная с нулевого значения, вызывая при этом снижение силы волочения, требуемой для пластического деформирования и определяемой уравнением (11). Аналитически это условие выражается так

$$\frac{\partial(\sigma_{xf}/\sigma_0)}{\partial(R_i/R_f)}\bigg|_{R_i/R_f=0} \le 0.$$
(12)

Дифференцирование приводит к выражению критерия возникновения внутренних разрывов сплошности в центральной части проволоки:

$$CBA = \sqrt{3}\sin\alpha f(\alpha) \left\{ 1 - \frac{R_f}{R_0} + 2\ln\frac{R_f}{R_0} \right\} + 2\sqrt{3} \left\{ \left( \frac{R_f}{R_0} - 1 \right) A(\alpha) - B(\alpha) \ln\frac{R_f}{R_0} \right\} + (13) + \ln\frac{R_f}{R_0} + \frac{R_0}{R_f} + 1 - 2\frac{\alpha}{\sin\alpha} + \mu\cos\alpha \left\{ 1 - \frac{R_f}{R_0} + \ln\frac{R_f}{R_0} \right\} \le 0.$$

Использование обжатия за проход<sup>\*</sup>, угла рабочего конуса волоки и коэффициента трения в качестве основных переменных при прогнозировании дефектов типа внутренних разрывов является вполне обоснованным, так как именно эти параметры определяют механику процесса волочения.

В. Avitzur рекомендует управлять процессом волочения таким образом, чтобы критерий *CBA* был равен нулю или был больше нуля (положительная величина). Возникновение и рост центральных разрывов происходит в том случае, когда критерий *CBA* становится меньше нуля (отрицательная величина). Поэтому при увеличении обжатия за проход для сохранения величины *CBA* на подходящем уровне угол рабочей зоны волоки должен быть также увеличен на соответствующую величину. Точно так же, если угол конуса раратить образование и рост центральных разрывов.

К. Yoshida в работе [5] привел результаты многосторонних исследований по влиянию длины зоны контакта проволоки с волокой и диаметра проволоки на появление и рост дефектов типа центральных разрывов с помощью метода конечных элементов.

К. Yoshida рекомендует управлять процессом волочения таким образом, чтобы отношение длины зоны контакта проволоки с волокой l и начального диаметра проволоки  $d_0$  составляло 0,5...0,7. Согласно этой теории, в тех случаях, когда величины будут ниже или выше рекомендуемого значения, возможно образование и эволюция центральных разрывов в процессе волочения.

Критерий К. Yoshida определяется следующей зависимостью:

$$BCY = \frac{l}{d_i} = \frac{d_i - d_f}{2d_i \sin \alpha} = 0,5 \dots 0,7,$$
 (14)

где  $d_i, d_f$  — диаметр проволоки на входе и выходе волоки соответственно.

R. Wright [6] характеризует деформацию металла в рабочем конусе волоки с помощью критерия  $\Delta$ , который является основным геометрическим параметром клиновидной (в том числе и конической, и осесимметричной) зоны деформации и определяется как отношение ее средних характерных размеров<sup>\*</sup>. Для случая волочения круглого профиля это отношение длины дуги, перпендикулярной контактной линии волоки посередине зоны деформации, и длины зоны контакта проволоки с волокой *l*.

Величина Δ вычисляется по следующей формуле:

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} [1 + \sqrt{1 - r}]^2, \qquad (15)$$

где r — обжатие за проход, для круглого профиля  $r = 1 - (d_i/d_f)^2$ ;  $\alpha$  — полуугол рабочего конуса волоки в радианах.

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup>Отношение  $R_{f}/R_0$  косвенно определяет величину обжатия за проход.

<sup>\*</sup> Параметр определен аналитически и использован для оценки неоднородности деформации W. Backofen [7].

При достаточно малых значениях  $\Delta$  следует ожидать, что пластическая зона будет расширяться вдоль центральной линии, а при достаточно больших  $\Delta$  не будет распространяться на всю высоту очага деформации. Деформацию можно считать равномерной при  $\Delta < 1,5$ ; приблизительно равномерной, если пренебречь трением и учитывать только геометрию зоны, то при  $\Delta < 1$ .

Отрицательными последствиями неоднородной деформации является образование дефектов, в том числе и в виде внутренних разрывов сплошности по оси проволоки. Причиной осевого разрушения служит деформация при высоких значениях  $\Delta$ , например, трещины чаще всего появляются при  $\Delta \ge 3$ . К другим условиям относятся малая скорость деформационного упрочнения, малые обжатия, скопление включений или пор, действующих как центры разрушения. Циклические обжатия при больших значениях  $\Delta$  могут и не привести к трещинообразованию, но могут существенно уменьшить плотность материала.

Особенностью волочения является то, что в очаге деформации постоянно действуют растягивающие напряжения, создаваемые передней тянущей силой. При волочении с деформацией сжатия, проникающей по всему сечению проволоки, сжимающие напряжения действуют во всем очаге и в несколько раз превышают растягивающие.

При больших значениях Δ центральные слои проволоки подвергаются действию только растягивающих напряжений. Кроме того, неравномерная деформация приводит к появлению дополнительных напряжений сжатия в поверхностных слоях и напряжений растяжения в центральных. Действию только растягивающих напряжений проволока подвергается и на отрезке движения от волоки до барабана, причем это действие устраняется только во втором, третьем витках проволоки при намотке на барабан. При повышенных обжатиях под действием данных растягивающих напряжений могут также возникнуть внутренние разрывы в протянутом металле.

Для снижения  $\Delta$  можно уменьшить угол конуса волоки, увеличив длину контактной линии инструмента, или увеличить величину обжатия за проход. В результате получен вывод, что необходимым, а в ряде случаев достаточным условием разрушения в центре обрабатываемого изделия является величина  $\Delta \approx 2...3$  [6].

О распределении напряжений в зоне деформации можно также судить по остаточным напряжениям. Во всех случаях, когда граница поля линий скольжения на выходе из очага криволинейная, будет возникать неравномерность продольных напряжений [7].

По В. Avitzur, величина CBA > 0 означает отсутствие центральных разрывов, что подтверждается практикой. При CBA < 0 наблюдается образование и рост центральных разрывов. К. Yoshida и R. Wright установили верхние и нижние границы критериев и по этим данным процесс волочения необходимо настраивать между этими верхними и нижними границами. Критические значения угла  $\alpha$  и частного обжатия при волочении *r*, по  $\Delta$  критерию Wright, являются средними значениями в сравнении со значениями угла и обжатия, вычисленными по критериям В. Avitzur и K. Yoshida.

Ввиду простоты вычисления этих параметров по уравнениям (13), (14) и (15) их использование при проектировании технологических маршрутов в проволочном производстве является относительно простым. Однако важно знать, какой из этих критериев является более подходящим в случае производства проволоки из углеродосодержащих металлов и в какой степени эти критерии являются обоснованными для выбора условий волочения проволоки в промышленном масштабе.

Для иллюстрации возможности применения критериев возникновения центральных разрывов сплошности был рассмотрен маршрут волочения проволоки диаметром 2,0 мм из катанки диаметром 5,5 мм из стали 50 по ГОСТ 1050—88. Частное обжатие с первого по десятый проход равномерно снижается от 25,09 до 13,47 %. Волочение катанки осуществляли без промежуточного отжига.

Результаты анализа условий волочения проволоки по 10 проходам приведены в таблице (результаты расчета критериев *CBA*, *CBY* и *CBW* для конкретной величины обжатия и значения полуугла конуса волоки  $\alpha = 6^{\circ}$ ). Результаты расчета, дающие положительный прогноз разрыва, выделены серым фоном.

Для облегчения сравнительного анализа деформационного состояния в проходах волочения в таблице представлены также данные расчета фактора неоднородности пластической деформации для тех же условий волочения по методу, изложенному в работе [8]. В расчетах использовали коэффициент трения  $\mu =$ = 0,05. При волочении проволоки до диаметра 2,0 мм по маршруту A из 10 проходов все три критерия указывают на возможность возникновения центральных разрывов только в трех последних проходах. Предсказание возникновения разрывов по критерию Wright и Yoshida совпадают по пяти последним проходам.

Для решения данной проблемы целесообразно провести перераспределение величин обжатий по проходам, например, сделать обжатие, примерно равным во всех проходах. Изменение числа проходов в меньшую сторону также может устранить вероятность возникновения внутренних разрывов.

Однако при волочении проволоки из стали 50 существуют проблемы, связанные с повышением температуры нагрева проволоки из-за увеличения частных обжатий. Кроме того, возможно и снижение производства из-за уменьшения скорости волочения. Поэтому был рассмотрен маршрут волочения В также с проходами примерно с одинаковым обжатием, среднее значение которого равно 18,3 %.

Из таблицы видно, что критерий Avitzur дает отрицательное предсказание возможности разрывов по всем 10 проходам. Критерий Yoshida и критерий Wright дают положительный прогноз по всем 10 проходам маршрута В. Следует отметить, что данный прогноз по критериям Yoshida и Wright является мало вероятным и не согласуется с промышленной практикой производства проволоки для холодной высадки.

Номер прохода	Диам проволо	иетр оки, мм	Обж за про	атие ход, %	Критерий Avitzur <i>CBA</i> Ү		Критерий Yoshida <i>CBY</i>		Критерий Wright <i>CBW</i>		Фак неоднор дефор	стор одности мации
	А	В	А	В	А	В	А	В	А	В	А	В
0	5,50	5,50										
1	4,76	4,97	25,09	18,34	0,00708	0,0015	0,644	0,461	1,451	2,067	1,279	1,398
2	4,17	4,49	23,25	18,38	0,00531	0,0016	0,593	0,462	1,584	2,062	1,305	1,397
3	3,70	4,06	21,27	18,24	0,00364	0,0015	0,540	0,458	1,752	2,081	1,337	1,401
4	3,31	3,67	19,97	18,28	0,00264	0,0015	0,505	0,460	1,881	2,074	1,362	1,400
5	3,00	3,32	18,30	18,16	0,00123	0,0014	0,448	0,457	2,131	2,090	1,410	1,402
6	2,73	3,00	17,19	18,35	0,00083	0,0015	0,432	0,461	2,221	2,067	1,427	1,398
7	2,50	2,71	15,88	18,39	0,00023	0,0015	0,403	0,463	2,489	2,061	1,458	1,397
8	2,31	2,45	14,62	18,26	-0,00050	0,0015	0,364	0,459	2,650	2,078	1,510	1,399
9	2,15	2,21	13,38	18,63	-0,00108	0,0017	0,332	0,469	2,917	2,032	1,562	1,391
10	2,00	2,00	13,47	18,10	-0,00104	0,0014	0,334	0,455	2,896	2,098	1,558	1,404
При	мечани	ие. Аи Е	В – приме	няемый і	и рекоменд	уемый ма	ршруты во	олочения	соответсти	венно.		

Условия волочения стальной углеродистой проволоки для холодной высадки по ГОСТ 5663-79 диаметром 2,0 мм из катанки диаметром 5,5 мм ( $\alpha = 6^{\circ}$ )

При проектировании нового маршрута обжатий можно ориентироваться и по фактору неоднородности деформации. Для маршрута А характерна высокая неоднородность деформации в последних проходах. В маршруте В она снижена до более низких и равномерно распределенных значений по всем 10 проходам, что также уменьшает вероятность образования стреловидных разрывов по оси проволоки.

Заключение. Предлагаемый математический аппарат позволяет прогнозировать образование стреловидных разрывов сплошности при волочении осесимметричных изделий с помощью предлагаемых критериев Avitzur, Yoshida и Wright.

Данные критерии оценивают взаимное влияние угла рабочего конуса зоны деформации волоки α и частного обжатия *r* на возникновение и эволюцию стреловидных разрывов в центральной части проволоки при ее волочении. Критерий Avitzur учитывает также и влияние фактора трения μ, но это влияние является незначительным.

При проектировании маршрутов волочения проволоки для обеспечения отсутствия условий возникновения внутренних стреловидных разрывов необходимо, чтобы критерий Avitzur был положительной величиной, т.е. *CBA* > 0, критерий Yoshida *CBY* = 0,5...0,7 и критерий Wright *CBW*  $\leq$  2. По В. Avitzur наиболее подходящими являются условия деформации, когда  $r/\alpha > 2$ , так как при этих значениях никакие центральные разрывы в протягиваемой проволоке возникать не должны.

Результаты анализа литературных данных по экспериментальному и промышленному волочению показали, что наиболее реалистичные предсказания возможности образования и эволюции внутренних разрывов сплошности обеспечивает критерий Avitzur. Критерии Yoshida и Wright при тех же самых условиях процесса волочения обеспечивают меньшую точность предсказания, чем критерий Avitzur и поэтому целесообразно использовать их только в качестве дополнительной проверки условий безобрывности процесса волочения. Все упомянутые выше критерии не принимают во внимание как начальные свойства материалов, так и их изменение при деформировании, такие как деформируемость и пластичность, коэффициент упрочнения, структура материала (однофазная или многофазная), неоднородность распределения механических свойств по поперечному сечению и состояние поверхностного слоя.

Таким образом, проверка возможности образования центральных разрывов сплошности по рассмотренным критериям целесообразно дополнять проверочными расчетами с использованием критериев, учитывающих начальные физические свойства материалов и их изменение в процессе волочения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Norasethasopon S., Yoshida K. Prediction of chevron crack initiation in inclusion copper shaped-wire drawing // Engineering Failure Analysis. 2008. Vol. 15. Issue 4. P. 378–393.

2. Orbegozo J.I. Fracture in wire drawing //Annals of CIRP. 16. 1968. P. 319–330.

3. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 448 с.

4. Avitzur B. Analysis of Center Bursting Defects in Drawing and Extrusion // J. of Eng. for Ind., Trans. ASME. Series B. Vol. 90. No. 1. Feb. 1968. P. 79–91.

5. Yoshida K. Chevron crack and optimum drawing condition in the diagram of mean stress and die-wire contact length ratio by FEM simulation // Conference Proceedings of  $70^{th}$  Annual Convention Wire Association International, Nashville, TN USA, June 2000. P. 75.

6. Wright R.N. Mechanisms of wire breaks  $/\!/$  Wire Journal Int. March 1982. P.  $86{-}90.$ 

7. Бэкофен В. Процессы деформации. М.: Металлургия, 1977. 288 с.

8. Битков В.В. Оценка неоднородности деформации при волочении проволоки из коррозионно-стойкой стали и сплавов // Сталь. 2010. № 2. С. 57–61.

Владимир Викторович Битков, ст. науч. сотрудник, Bitkov-vlad@mail.ru МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.785.01:621.715.2:669.017.3:669.14.018.25

А.Д. Хайдоров, С.Ю. Кондратьев

(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

### Термоциклическая обработка литых и деформированных инструментальных сталей

Исследовано влияние термоциклической обработки (ТЦО) на структуру литых и горячедеформированных инструментальных сталей ШХ15, ХВГ, 11М5Ф и Р6М5. Показано, что ТЦО значительно улучшает микроструктуру инструментальных сталей за счет снижения карбидной неоднородности, изменения размеров и состава карбидов. Определено влияние технологических параметров режима ТЦО на структурные изменения в быстрорежущей стали Р6М5 и рекомендован наиболее эффективный режим обработки.

The effect of thermocyclic treatment (TCT) on the structure of cast and deformed tool steels is investigated. It is shown that TCT significantly improves the microstructure of tool steels by reducing the carbide heterogeneity and changing the size and composition of the carbides. The influence of the technological parameters of the TCT regime on the structural changes in high-speed steel R6M5 is discovered and the most effective regime of this treatment is recommended.

**Ключевые слова:** инструментальные стали; термоциклическая обработка; микроструктура; карбидная сетка; карбидная неоднородность.

Keywords: tool steels; thermocyclic treatment; microstructure; carbide mesh; carbide heterogeneity.

Современная машиностроительная промышленность потребляет большое количество инструмента, требования к работоспособности и надежности которого постоянно возрастают. В связи с этим повышение качества при одновременном снижении стоимости металлообрабатывающего инструмента является актуальным.

Характерной особенностью инструментальных сталей, во многом определяющей ее свойства, является наличие в структуре карбидной фазы. Неоднородность распределения избыточных карбидов в структуре и значительное их различие по величине являются важнейшими факторами, влияющими на эксплуатационные свойства сталей.

Отрицательное действие карбидов на свойства сталей резко усиливается с увеличением их размеров и неравномерности распределения в структуре, особенно при образовании грубой карбидной сетки по границам зерен. Степень карбидной неоднородности определяется условиями кристаллизации расплава и может быть уменьшена горячей деформацией слитка [1].

Однако для литых и малодеформированных инструментальных сталей, в которых сохраняется значительная карбидная неоднородность, приходится применять длительный высокотемпературный гомогени-

зирующий отжиг, улучшающий структуру, обеспечивая дробление карбидной сетки и повышая однородность матрицы. При этом растет аустенитное зерно и в результате коагуляции увеличиваются размеры карбидов, что не позволяет значительно повысить механические свойства сталей.

Более эффективной для инструментальных сталей может оказаться *термоциклическая обработка* (ТЦО), поскольку имеющиеся в литературе немногочисленные данные позволяют считать, что ТЦО оказывает благоприятное воздействие на их структуру [2–4]. Однако подробных исследований этого вопроса не проводилось.

Цель настоящей работы — оценка возможности улучшения структуры литых и деформированных инструментальных сталей разной степени легированности за счет термоциклической обработки.

**Методика проведения исследований**. Исследовали инструментальные стали: малолегированную ШХ15, среднелегированные ХВГ, 11М5Ф и быстрорежущую P6M5 (табл. 1).

При исследовании деформированной стали образцы вырезали из прутков диаметром 20 мм, литой стали — из конического слитка диаметром 90...110 мм и высотой 350 мм.

Марка	6	M	<u> </u>	G	<b>XX</b> 7	<b>N</b> 7	м	Ni	Cu	S	Р		
стали	C	Mn	51	Cr	W	v	Мо	Не более					
ШХ15	1,01	0,32	0,24	1,53	_	_	_	0,25	0,25	0,020	0,027		
ХВГ	0,98	0,96	0,31	1,13	1,45	_	0,23	0,30	0,25	0,020	0,030		
11 <b>М</b> 5Ф	1,09	0,48	0,89	4,02	_	1,42	5,64	0,35	0,02	0,015	0,030		
P6M5	0,85	0,34	0,42	3,98	5,90	1,91	4,98	0,40	0,02	0,030	0,030		

1. Химический состав исследованных сталей, % мас.

	Параметры режима ТЦО								
Номер режима ТЦО	Температ	rypa, °C	Выдерж	ка, мин	U.v	Условия			
ПЦО	верхняя	нижняя	верхняя	нижняя	Число циклов	охлаждения			
1	870	650	10	10	5				
2	950	650	10	10	5	Спокойный воздух			
3	950	650	10	10	30				
4	950	650	10	10	5	В потоке воздуха			
5	950	650	10	10	5	В печи			
6	950	650	60	10	5				
7	950	650	10	60	5	Спокойный воздух			
8	950	730	10	60	5				

#### 2. Исследованные режимы термоциклической обработки сталей

Термообработку проводили в камерных печах "СНОЛ-1.6.2.5. 1/11-И2". Температуру контролировали по термопаре, впаянной в центр контрольного образца. Точность регулировки температуры составляла ±2,5 °С. Исследованные режимы термоциклической обработки приведены в табл. 2.

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

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Reichert-Jung MeF3A при увеличениях 100...800 с использованием программы автоматического количественного анализа изображений. Травление образцов осуществляли в 10%-ном растворе азотной кислоты HNO<sub>3</sub> в этиловом спирте. Микротвердость измеряли по методу Виккерса на приборе Reichert-Jung Micro-Duromat 4000Е при нагрузке 0,98 H (0,1 кгс) с выдержкой под нагрузкой 10 с. Твердость HV определялась автоматически.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Деформированные стали. В структуре исследованных деформированных инструментальных сталей в состоянии поставки (горячая деформация с последующим изотермическим отжигом) присутствуют перлит и карбиды. В менее легированных сталях перлитные пластины крупнее, а количество избыточных карбидов меньше.



Рис. 1. Микроструктура деформированной стали ШХ15 (×100): a – исходное состояние; б – после ТЦО № 1; e – после ТЦО № 2



Рис. 2. Микроструктура деформированной стали марок 11М5Ф (*a*,  $\delta$ ) и P6М5 (*b*, *c*) (×100): *a*, *b* – исходное состояние;  $\delta$ , *c* – после ТЦО № 2

Крупнозернистая микроструктура стали ШХ15 состоит из пластинчатого перлита с различным размером пластин и небольшого количества избыточных карбидов (рис. 1, *a*), а микроструктура стали Р6М5 из мелкопластинчатого (трооститообразного) перлита со значительной карбидной сеткой, вытянутой вдоль направления деформации (рис. 2, *a*).

После ТЦО по режимам № 1 и 2, различающимся верхней температурой цикла (см. табл. 2), микроструктура стали ШХ15, имеющей в исходном состоянии балл 1 карбидной неоднородности по ГОСТ 801–78 (см. рис. 1, *a*), существенно изменяется (см. рис. 1, *б*, *в*).

Термоциклическая обработка приводит к измельчению зерна и перлитных пластин, а также к уменьшению размера избыточных карбидов и повышению равномерности их распределения в структуре (см. рис. 1, a-e). Карбидная неоднородность стали после ТЦО становится меньше балла 1 (ГОСТ 801–78). При этом повышение верхней температуры циклирования (ТЦО № 2) приводит к большему измельчению зерна и пластин перлита и практически к полному растворению избыточных карбидов (см. рис. 1, e).

Увеличение содержания легирующих элементов в инструментальных сталях повышает карбидную неоднородность в исходном состоянии. В сталях ХВГ и 11М5Ф она соответствует баллу 3 по ГОСТ 5950–2000. Однако термоциклическая обработка является более эффективной для этих сталей по сравнению со сталью ШХ15 и после ТЦО по режиму № 2 размеры зерна и перлитных пластин в структуре сталей ХВГ и 11М5Ф резко уменьшаются, а карбидная неоднородность снижается до балла 1 (ГОСТ 5950–2000) (см. рис. 2).

В еще более легированной стали P6M5 влияние термоциклической обработки менее эффективно. После ТЦО количество карбидов в структуре уменьшается: если площадь, занятая карбидной фазой, в исходном состоянии составляет 14,38 %, то после ТЦО по режиму № 2 – 8,16 %. Однако карбидная неоднородность после обработки улучшается всего на один балл: от 4 до 3 (ГОСТ 19265–73) (см. рис. 2, e).

Таким образом, из полученных результатов следует, что наиболее эффективной термоциклическая обработка является для среднелегированных деформированных инструментальных сталей. При этом микроструктура, полученная в них в результате ТЦО № 2, соответствует техническим требованиям, предъявляемым к сталям данного типа нормами ГОСТ.

Рентгеноструктурное исследование сталей показало, что при ТЦО карбидная фаза в них претерпевает не только количественные, но и качественные изменения.

В структуре стали ШХ15 в исходном состоянии присутствуют карбид M<sub>3</sub>C (цементит) и хромистый карбид M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, величина пиков которых на рентгенограммах уменьшается после ТЦО № 1 и 2. Это свидетельствует о частичном растворении карбидов и обогащении легирующими элементами твердого раствора. Повышение верхней температуры термоциклирования (ТЦО № 2) усиливает процесс растворения карбидов.

В структуре стали ХВГ в исходном состоянии карбид  $M_3C$  отсутствует, но наблюдаются карбиды  $M_7C_3$ и  $M_{23}C$ , а также  $M_6C$  и MC, появление которых связано с наличием в составе стали вольфрама и небольшого количества молибдена [1].

После ТЦО интенсивность пиков карбида  $M_7C_3$  снижается, а карбид  $M_{23}C_6$  практически исчезает, что объясняется его большей растворимостью при температурах 950...1100 °C [1]. Кроме того, после ТЦО на рентгенограммах увеличивается интенсивность пиков карбидов  $M_6C$  и МС. Карбид  $M_6C$  растворяется в аустените при температурах 1150...1300 °C, что существенно выше по сравнению с карбидами  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ .

Карбид МС в сталях, содержащих сложные карбиды типа  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$ , практически не растворяется, поскольку остальные карбиды, растворяясь при более низких температурах, насыщают твердый раствор легирующими элементами. В то же время выделение из аустенита карбида  $M_6C$  происходит при 650...700 °C, а карбидов MC,  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$  – при более низких температурах [1].

Таким образом, выдержка при нижней температуре ТЦО 650 °C создает благоприятные условия для выделения карбидов  $M_6C$  и MC. Важно отметить, что карбиды  $M_6C$  и MC имеют малую склонность к коагуляции и распределяются в структуре более равномерно.

В результате ТЦО в структуре стали 11М5Ф количество карбидов  $M_3C$  и  $M_{23}C_6$  уменьшается, а карбидов  $M_6C$ , MC и  $M_7C_3$  – увеличивается. Наличие ванадия в составе стали 11М5Ф способствует повышению устойчивости к растворению карбида  $M_7C_3$  и, кроме того, при охлаждении в процессе ТЦО происходит насыщение цементитного карбида  $M_3C$  хромом и его превращение в карбид  $M_7C_3$ . В результате этого коли-

чество карбида  $M_7C_3$  после ТЦО увеличивается. Повышение количества карбидов МС и  $M_6C$  имеет те же причины, что и в стали ХВГ.

В быстрорежущей стали P6M5 при ТЦО уменьшается количество присутствующих в структуре в исходном состоянии карбидов всех типов:  $M_6C$ , MC,  $M_7C_3$  и  $M_3C$ . Однако эффективность воздействия ТЦО на структуру стали P6M5 ниже по сравнению со среднелегированными инструментальными сталями. Содержание в составе стали P6M5 большого количества W, Mo и V повышает устойчивость карбидов к растворению при верхней температуре циклирования 950 °C, что снижает интенсивность их растворения при ТЦО.

Установленные рентгеноструктурным исследованием закономерности изменения фазового состава деформированных инструментальных сталей при термоциклической обработке хорошо согласуются с результатами металлографического анализа (см. рис. 1, 2).

Таким образом, можно заключить, что термоциклическая обработка приводит не только к растворению карбидной эвтектики и насыщению твердого раствора легирующими элементами, но и инициирует в сталях протекание более сложных процессов, связанных с качественными и количественными изменениями фазового состава вследствие растворения первичных карбидов в твердом растворе, диффузии легирующих элементов, выделения вторичных карбидов, образования новых карбидов. При этом наиболее эффективное воздействие термоциклическая обработка оказывает на среднелегированные деформированные инструментальные стали.

*Литые стали*. Структура исследованных литых сталей в состоянии поставки (изотермический отжиг), так же как и деформированных, состоит из перлита и карбидов, однако значительно более грубая и неоднородная. Результаты исследований влияния термоциклической обработки на структуру литых инструментальных сталей показали, что характер происходящих в них изменений такой же, как и в деформированных сталях.

Литые стали ШХ15, 11М5Ф и Р6М5 подвергали ТЦО по режиму № 2 (см. табл. 2). В результате ТЦО в структуре стали ШХ15 перлит становится более однородным, карбидная сетка разрушается (остаются ее слабые контуры), в матрице выделяются мелкие вторичные карбиды (рис. 3, a,  $\delta$ ).

В структуре стали 11М5Ф карбидная сетка после ТЦО сохраняется, но является раздробленной и значительно более тонкой, внутри зерен наблюдаются карбиды округлой формы (рис. 3, *в*, *г*).

В быстрорежущей стали P6M5, структура которой в исходном состоянии представляет собой мелкопластинчатый (трооститообразный) перлит с грубой карбидной сеткой (рис. 3,  $\partial$ ), после ТЦО по режиму № 2 происходит частичное раздробление карбидной сетки и ее утонение, в матрице выделяются дисперсные вторичные карбиды (рис. 3, e).



Рис. 3. Микроструктура литой стали марок ШХ15 (*a*,  $\delta$ ), 11М5Ф (*b*, *c*), P6М5 (*d*, *e*) (×100):

а, в, д – исходное состояние; б, г, е – после ТЦО № 2

Таким образом, как для деформированного, так и для литого состояния влияние термоциклической обработки наиболее эффективно для среднелегированных инструментальных сталей (ШХ15 и 11М5Ф) и менее — для быстрорежущих (Р6М5).

Учитывая положительный характер структурных и фазовых изменений, происходящих в стали P6M5 при ТЦО, можно предположить, что оптимизация режима термоциклической обработки позволит повысить ее эффективность и для быстрорежущих сталей. С этой целью исследовали влияние технологических параметров ТЦО на структурное состояние литой стали P6M5.

Режимы термоциклической обработки литой стали P6M5 приведены в табл. 3. В качестве базового принимали рассмотренный выше режим ТЦО № 2. В других режимах изменяли следующие параметры: нижнюю температуру цикла, длительность выдержки при нижней и верхней температурах цикла, число циклов, скорость охлаждения при термоциклировании (см. табл. 2). Результаты количественного металлографического анализа литой стали P5M5 после различных режимов ТЦО приведены в табл. 3 и 4.

Сравнение полученных экспериментальных данных показало, что увеличение числа циклов при термоциклировании (ТЦО № 3) по отношению к базовому режиму (ТЦО № 2) приводит к положительным изменениям в структуре стали: количество карбидной сетки уменьшается примерно в 2 раза, сетка становит-

#### 3. Влияние режима ТЦО на количество карбидной составляющей в структуре литой стали Р6М5

Номер режима ТЦО	Доля карбидной эвтектики, % об.	Доля вторичных карбидов, % об.
Исходное состояние	30,4	0,6
2	14,1	0,9
3	8,8	1,1
4	15,9	0,8
5	19,6	0,5
6	27,7	0,7
7	17,4	1,7
8	25,8	1,0

#### 4. Влияние режима ТЦО на размер карбидной эвтектики в структуре литой стали P6M5

	Размеры карбидной эвтектики							
Номер	Средн	Средняя толщина, мкм						
режима ТЦО	толстого участка	тонкого участка	эвтектики					
Исходное состояние	20,1	8,8	14,5					
2	15,5	4,5	10,0					
3	13,0	4,2	8,6					
4	11,5	4,4	7,9					
5	17,8	8,4	13,1					
6	21,7	9,5	15,6					
7	11,8	6,3	9,0					
8	15,3	7,3	11,3					

ся тоньше и дробится, карбидные скопления на стыках матричных зерен отсутствуют, в матрице увеличивается количество вторичных карбидов (рис. 4). Следовательно, в случае ТЦО № 3 процессы, связанные с диффузией легирующих элементов и углерода в стали, протекают более интенсивно, чем при базовом режиме.

Большее повышение концентрации легирующих элементов в твердом растворе при ТЦО № 3 подтверждается более значительным увеличением его микротвердости. Так, если после ТЦО № 2 микротвердость твердого раствора возрастает в 1,6 раза (до 416 HV) по сравнению с изотермическим отжигом, то после ТЦО № 3 (увеличенное число циклов) – в 2,2 раза (до 570 HV). При этом микротвердость карбидной эвтектики в обоих случаях увеличивается примерно в 2 раза (рис. 5).

Использование ускоренного охлаждения между циклами (ТЦО № 4) и увеличение длительности вы-

Рис. 4. Микроструктура литой стали Р6М5 после ТЦО № 3. ×100



держки при 650 °С (ТЦО № 7) также уменьшают размер карбидной сетки, однако ее количество, а также доля вторичных карбидов в структуре стали по сравнению с базовым режимом термоциклирования не меняются (ТЦО № 4) или увеличиваются (ТЦО № 7). Варьирование других параметров термоциклирования либо не влияет на структуру литой стали Р6М5, либо является отрицательным.

Важно отметить, что в структуре литой быстрорежущей стали P6M5 при термоциклировании происходит не только диффузионное перераспределение легирующих элементов между различными структурными составляющими, но и изменение состава карбидов, в том числе образование новых карбидных фаз. Это подтверждается обнаруженным изменением морфологии карбидной эвтектики.

После изотермического отжига карбидная эвтектика имеет пластинчатое строение, тогда как после ТЦО № 3 в эвтектике присутствуют как пластинчатые, так и дисперсные глобулярные карбиды (рис. 6). Последнее, в соответствии с данными работ [5, 6], характерно для ванадиевой эвтектики. Рентгеноструктурный анализ подтвердил изменение состава карбидной фазы при термоциклировании. После ТЦО № 3 на рентгенограммах снижается интенсивность пиков, соответствующих карбидам типа M<sub>6</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и M<sub>3</sub>C;







Рис. 6. Морфология карбидной эвтектики литой стали Р6М5 после изотермического отжига (*a*) и последующей ТЦО № 3 (*б*). ×800

при этом появляются новые пики, свидетельствующие об образовании в структуре карбидов типа  $M_{23}C_6$  и карбида VC (ванадиевая эвтектика).

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты показали, что применение термоциклической обработки является эффективным способом улучшения структуры как литых, так и деформированных инструментальных сталей. Наибольший эффект от ТЦО достигается в среднелегированных инструментальных сталях. Однако в результате правильного подбора технологических параметров термоциклической обработки можно достичь значительных положительных структурных изменений и в быстрорежущих сталях.

#### Выводы

1. Применение термоциклической обработки позволяет эффективно улучшить микроструктуру литой и деформированной инструментальной стали за счет уменьшения количества ледебуритной эвтектики, раздробления и уменьшения размеров карбидной сетки, снижения карбидной неоднородности, изменения размеров и состава карбидов.

2. Совершенствование структуры стали при термоциклической обработке происходит вследствие интенсификации диффузионных процессов, способствующих растворению ледебуритной эвтектики и большему насыщению твердого раствора легирующими элементами и углеродом, а также образованию новых вторичных карбидов и выделению их в твердом растворе и на межфазной границе "эвтектика-твердый раствор".

3. Для среднелегированных инструментальных сталей типа ШХ15, ХВГ, 11М5Ф для улучшения структуры как в деформированном, так и в литом состояниях достаточно пятицикловой термической обработки по режиму: температуры циклирования 950 °C/650 °C, выдержка при этих температурах 10 мин, охлаждение между циклами — на спокойном воздухе.

4. Для быстрорежущей стали P6M5 как в деформированном, так и в литом состояниях положительный результат достигается при увеличении количества циклов до 30 при таких же остальных параметрах ТЦО, что и для среднелегированных инструментальных сталей (температуры циклирования 950 °C/650 °C, выдержка при этих температурах 10 мин, охлаждение между циклами — на спокойном воздухе).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.

2. Баранов А.А., Лейрих И.В., Еленская О.В., Баранов Д.А. Влияние термоциклической обработки на карбидную полосчатость ледебуритной стали X12 // Металлы. 2002. № 1. С. 77–81.

3. Топфенец Г.Л., Бельский С.Е., Шиманский И.И. Оптимизация режимов термоциклической обработки быстрорежущих сталей // Пути повышения эффективности использования материалов: тез. докл. КНТ. Минск, 1983. С. 35–37.

4. **Хараев Ю.П.** Особенности термоциклического воздействия на инструментальные стали // Успехи современного естествознания. 2006. № 8. С. 53–57.

5. **Лариков Л.Н., Фальченко В.М.** Механизм влияния фазовых превращений на диффузию // Диффузия в металлах и сплавах. Тула, 1968. С. 333–340.

6. Воробьёв Ю.П. Карбиды в быстрорежущих сталях // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 4. С. 69–74.

Александр Дмитриевич Хайдоров, канд. техн. наук; Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук, info@petropromspb.ru



В.И. Муравьёв, А.Ф. Мельничук, П.В. Бахматов, А.М. Мартынюк (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)

### Влияние активации процесса диффузионного взаимодействия порошковых частиц в холоднопрессованных заготовках на свойства конструкций

Предложен технологический процесс спекания путем скоростного нагрева и предварительного окисления холоднопрессованных заготовок с последующим автономным вакуумированием геттерами, позволяющий получить максимальные значения плотности, временного сопротивления разрыву, твердости и ударной вязкости. Установлены кинетика процесса формирования плотности холоднопрессованных заготовок при спекании в автономной вакуумированной геттерами атмосфере сухого воздуха, а также особенности формирования структуры порошковых сталей, легированных медью, титаном, хромом, никелем и добавками дисульфида молибдена.

Sintering technological process by quick heating and pre-oxidation of cold-pressed blank followed by autonomous vacuum treatment by getters leading to maximum thickness, rupture strength, hardness and impact strength is suggested. The kinetics of cold-pressed blank part density forming process during sintering in autonomous dry air atmosphere vacuum-treated by getters is found. The structure forming features of powdered steels alloyed with copper, titanium, chromium, nickel and molybdenum disulfide additives are detected.

**Ключевые слова:** холоднопрессованные образцы; активирование поверхности; термодеформационное воздействие; герметичный контейнер; структура порошковых сталей.

**Keywords:** cold-pressed models; activation of surface; termodeformation influence; hermetic container; structure of powdered steels.

Одним из наиболее распространенных методов активирования диффузионного взаимодействия порошковых частиц металлов и сплавов является метод, осуществляемый в вакууме. Недостатком этого метода является затрата времени на откачку — вакуумирование рабочего объема камеры, использования целой системы вакуумных насосов и др.

Заслуживает внимания интенсификация процессов массопереноса на поверхности частиц и пор путем влияния на протекание поверхностной диффузии и процесс испарения — конденсации, повышая соответственно эффективный коэффициент поверхностной диффузии и давления паров.

Известно, что коэффициент поверхностной диффузии больше объемного и не так сильно зависит от температуры. Поэтому можно ожидать большого относительного вклада поверхностной диффузии пока поверхность пор еще велика, а температура невысока, т.е. в стадии образования и роста контактов. Поверхностная диффузия усиливается при восстановлении оксидов (переход ионных решеток в сильно искаженную металлическую решетку).

Исследовали кинетику и температурную зависимость активирования диффузионного взаимодействия порошковых частиц из материалов ЖГр1 и 2М2А путем создания оксидов на поверхности частиц в процессе *теплового диффузионного взаимодействия* (ТДВ). Методика проведения исследований. Для исследований была изготовлена оригинальная универсальная пресс-форма для двустороннего прессования, позволяющая получать из легированных титановых и тугоплавких порошков образцы и сложные детали.

Для порошкового сплава 2М2А основой служил титановый порошок ПТЭС-2, легированный молибденом и алюминием, для сплава ЖГр1 – железный порошок и графит, порошок коррозионно-стойкой стали 17Х18Н15. Для исследования процессов ТДВ был разработан специальный контейнер, в котором, варьируя видом и количеством газопоглотителей, удается создавать в широком диапазоне вакуум (сравнение вели с процессом ТДВ в вакуумной печи фирмы YPSEN).

В контейнер для ТДВ изделий из порошка в зону крышки с контейнером засыпали стеклопорошок с температурой плавления, обеспечивающей необходимую для активации процесса спекания величину оксидной пленки на прессованных заготовках.

В контейнер с заготовками вместо парафина помещали также твердый активатор — геттер (титан, магний и др.), который по активности выше, чем материал заготовок, создающий разряжение в объеме контейнера. Для проведения ТДВ прессованных заготовок из железного порошка с графитом в качестве активатора использовали титановую стружку, для заготовок из титана — магниевую стружку в негерметичной капсуле.

Испытания механических свойств на растяжение проводили на универсальной испытательной машине ZD 10/10 "FRITZ" при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497–84 (ИСО 6892–84), испытания твердости по ГОСТ 9012–59 (ИСО 6506–81, ИСО 410–82). Макро- и микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-5600 фирмы JEOL с волновым микрозондом.

**Результаты исследований и их** обсуждение. Как видно из данных рис. 1, при нагревании контейнера

с холоднопрессованными образцами в первоначальный момент происходит расширение газов в объеме контейнера, затем выравнивание давления до уровня атмосферного до тех пор пока температура не превысит 750...800 °C, при которой происходит плавление стеклопорошковой засыпки и полная герметизация контейнера.

С этого момента идет интенсивный процесс газопоглощения геттерами воздуха и наблюдается резкое снижение давления в контейнере до уровня  $1\cdot10^{-5}$  мм рт. ст. (1,3·10<sup>-3</sup> МПа). После завершения вы-

держки и выгрузки контейнера из печи идет охлаждение, снижается температура, затвердевает и растрескивается засыпка и выравнивается давление в контейнере до атмосферного.

Время разогрева до заданной температуры в автовакууме не превышает 60 мин, в вакууме — более 3 ч плюс 1,5 ч процесс (откачки газов) вакуумирования. Время охлаждения после спекания заготовок в автовакууме не превышает 30 мин, в вакууме — более 2 ч.

Из данных рис. 2 видно, что максимум плотности, временного сопротивления разрыву, твердости и ударной вязкости наблюдается у заготовок, спеченных в автономно вакуумируемом геттерами пространстве контейнера от температур 700...800 °С при наличии твердого активатора. Минимальные значения плотности и механических свойств у образцов, подвергнутых ТДВ в вакууме.

В данном случае активирование поверхностных явлений заключается в предварительном окислении холоднопрессованных заготовок с последующим восстановлением твердыми акти-



Рис. 1. Циклограмма режимов активирования процессов диффузионного взаимодействия порошковых частиц холоднопрессованных образцов из материалов ЖГр1 и 2М2А в автовакууме (1, 2) и вакууме (3, 4):

1, 3 – изменение давления p; 2, 4 – изменение температуры T

ваторами — геттерами. В результате этого поток поверхностной диффузии повышается и ускоряет образование и рост контактов и сфероидизацию пор и таким образом приводит к повышению плотности и механических свойств заготовок.

Немаловажным фактором активирования процесса массопереноса является увеличение скорости нагрева до заданной температуры в целях доведения наибольшей концентрации вакансий, плотности дислокаций и структурных границ до температуры спекания.



Рис. 2. Гистограммы изменения плотности  $\rho$ , твердости HB, временного сопротивления разрыву  $\sigma_{\rm B}$  и ударной вязкости *КС*U образцов из материалов ЖГр1 (- $\circ$ -) и 2M2A (- $\times$ -) в зависимости от методов активирования диффузионного взаимодействия при спекании:

1 - вакуум 1·10<sup>-5</sup> мм рт. ст.; 2 - автовакуум; 3 - автовакуум от 700...800 °C; 4 - автовакуум от 700...800 °C с твердым активатором

Для получения соединения двух металлов необходимо сблизить их на расстояние, достаточное для установления устойчивой (прочной) связи между атомами этих металлов. При этом энергия взаимодействия между атомами должна быть минимальной

$$E = U - TS$$

где E — свободная энергия для условий скорость v = = const; U — внутренняя энергия системы; T — температура соединения; S — энтропия.

Если атомы находятся друг от друга именно на таком расстоянии *r*, то они представляют собой наиболее устойчивую систему, так как увеличение или уменьшение межатомных расстояний будет приводить к увеличению энергии межатомного взаимодействия.

Для осуществления развитого схватывания, а в дальнейшем сваривания необходимо либо воздействие высокого давления, при котором металл в некотором объеме вокруг поверхности контакта должен быть доведен до пластической деформации, либо нагрева, который приводит к увеличению активности и подвижности частиц кристаллической решетки. Оба процесса (пластическое деформирование и нагрев) создают такую общую концентрацию энергии в зоне соединения, которая по определению академика П.А. Ребиндера обеспечивает перестройку поверхностных слоев контактирующих твердых тел, а также более медленные вторичные процессы взаимной диффузии, рекристаллизации и другие процессы, которые протекают уже самопроизвольно и требуют значительно меньшей энергии, чем работы деформирования для образования площадок непосредственного контакта твердых тел.

Таким образом, получение монолитного соединения при сварке давлением невозможно без образования связей на атомном уровне, возникших в результате сближения контактных поверхностей в процессе пластической деформации. Надежность и прочность соединения возрастают при расширении зоны соединения в результате взаимной диффузии при нагреве соединяемых материалов.

На микрофрактограммах рис. 3 четко прослеживается влияние факторов активирования на формирование структуры после ТДВ по оптимальным режимам заготовок.



Рис. 3. Микрофрактограммы поверхности (1) и поверхности изломов (2–8) образцов после холодного прессования (2), после спекания (1, 3–8) из сплавов: порошок титана – 1–4; ЖГр1 – 5, 6; 2М2А – 7; лист ВТ20 – 8

Холодное прессование порошков приводит к формированию контактных зон между частицами и между частицами и стенками пресс-формы вплоть до их пластической деформации. При этом создаются условия образования избыточной свободной энергии за счет искажения кристаллической решетки, увеличения плотности дислокаций и вакансий.

При спекании идет интенсивный самопроизвольно протекающий процесс взаимодействия порошковых частиц и заплывания пор вследствие поверхностной, граничной и объемной само- и гетеродиффузии, химических реакций, релаксации микро- и макронапряжений.

В работе [1] показано, что с некоторым приближением длительность полного заплывания пор (R = 0) можно оценить по данным Я.И. Френкеля (1), Б.Я. Пинеса (2) и Я.Е. Гегузина (3):

$$t_{\Phi} = \frac{4}{3} \frac{kT}{\sigma_{\rm T} aD} R_0; \qquad (1)$$

$$t_{\rm II} = \frac{1}{6} \left( \frac{kT}{\sigma_{\rm T} a^3 D} \right) R_0^3; \tag{2}$$

$$\frac{l}{\eta} = \frac{Da^3}{L^2 kT},\tag{3}$$

где  $\sigma_{\rm T}$  – предел текучести;  $R_0$  – радиус поры; D – коэффициент объемной диффузии; k – константа Больцмана; T – температура; a – период решетки;  $\eta$  – коэффициент вязкости; l – величина межчастичных контактов;  $\frac{l}{\eta} = L$  – размер зерна или расстояние между

источниками и стоками вакансий.

Результаты оценки по этим формулам приводят к значительным расхождениям из-за того, что недостаточно экспериментальных данных и что в реальных условиях ТДВ на рост межчастичных контактов оказывает несколько механизмов, роль которых не всегда можно дифференцировать.

Как видно из данных рис. 4, кинетика процесса формирования плотности холоднопрессованных заготовок из 2М2А при спекании в автономной вакуумируемой геттерами атмосфере сухого воздуха подчиняется экспоненциальному закону, а температурная параболическому. Диффузионные процессы при этом активизируются вследствие окислительно-восстановительных реакций, происходящих на контактирующих и неконтактирующих поверхностях частиц.

Закономерности влияния пористости на твердость и электропроводность заготовок из сплава 2М2А практически одинаковы, с повышением плотности в одинаковой степени увеличиваются и твердость, и электропроводность (рис. 5) [2].



Рис. 4. Кривые изменения плотности холоднопрессованных заготовок из смеси титанового (основа), молибденового (2 %) и алюминиевого (2 %) порошков в зависимости от температуры Tи времени выдержки t при ТДВ в автономной вакуумируемой геттерами атмосфере сухого воздуха

На основании полученных экспериментальных данных выведена эмпирическая зависимость электропроводности от пористости заготовок из сплава 2M2A:

$$\sigma = \sigma_0 - 4,2\theta^{1/2}$$

где  $\sigma_0$  — электропроводность компактного материала;  $\theta$ —пористость.

Установленные закономерности формирования пористости за счет окислительно-восстановительных реакций, активизирующих процесс спекания, позволили получить спеченные изделия с высокими механическими характеристиками и разработать техноло-



Рис. 5. Кривые изменения твердости HB (1) и электропроводности  $\sigma$  (2) заготовок из сплава 2M2A в зависимости от пористости  $\theta$ 

Номер состава материала	Антифрикционный материал	Коллоидный графит С	MoS <sub>2</sub>	Cu	Ti	Сталь Х18Н9
1	ЖГр1,2Х1Н0,8Д2Т0,7	1,2	2,0	2,0	0,7	5,8
2	ЖГр1,5Х1Н0,9Д3Т0,5	1,5	2,5	2,5	0,5	5,5

1. Составы антифрикционных материалов, % мас. (остальное Fe)

гические процессы изготовления деталей из сталей и сплавов различного назначения.

Была разработана технология изготовления металлокерамических фильтров из порошков стали и титана с тонкостью фильтрации 5...7 мкм в наиболее плотной зоне и до 12...20 мкм в наименее плотной зоне, в частности, для очистки азота в пневмосистеме и для очистки воздуха в пневмосети от механических примесей. Фильтры обеспечивали высокую коррозион-



Рис. 6. Фрактограммы изломов антифрикционного материала: 1 — зона цементации; 2 — основной металл порошкового сплава ЖГр1,2Х1Н0,8Д2Т0,7 + 2 % MoS<sub>2</sub>

ную стойкость, отклонение размеров по высоте не более чем на 1 %, перепад давления на фильтре не более 0,03 МПа при давлении в сети 0,4 МПа.

Изготовление обгонной муфты по разработанному технологическому процессу из железного порошка ЖГр1 и графита позволило на порядок сократить трудоемкость по сравнению с изготовлением этой детали вырубкой из листа и последующей обработкой резанием.

У заготовок, полученных по разработанному мето-

ду, из сплава 2М2А, где в качестве основы применен титановый порошок ПТЭМ или ПТЭС, обеспечиваются следующие механические свойства:  $\sigma_{\rm B} \ge 700$  МПа;  $\delta \ge 26$  %;  $\psi \ge 12$  %.

Прочность шайб, изготовленных из сплава 2М2А, в сборе с болтами в 2,5 раза превышает прочность болтов.

Рассматриваемый метод позволяет получить материалы с высокими антифрикционными свойствами в результате формирования гетерогенной структуры и наличия остаточных пор, которые служат как бы резервуарами, удерживающими смазку, выделяющуюся во время работы узлов трения.

Составы полученных антифрикционных материалов приведены в табл. 1.

Вид изломов образцов характерен для вязкого разрушения даже в зоне дополнительной цементации (рис. 6).

При этом установлено, что коэффициент трения исследуемых антифрикционных материалов в зависимости от нагрузки составляет 0,04...0,09 (рис. 7).

Из табл. 2 и 3 следует, что полученные материалы, используемые в качестве подшипников скольжения, могут успешно конкурировать с литыми сплавами типа баббитов и бронз, имеющими более низкие антифрикционные и высокие механические свойства.





2. Механические свойства исследуемых антифрикционных материалов

Номер состава материала (по табл. 1)	σ <sub>в</sub> , МПа	HRB	δ, %	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>	Пористость, %
1	520	82	2,5	52	19
2	710	83	2,0	50	17

П р и м е ч а н и е. Механические свойства оценивали по результатам испытаний трех образцов. Разброс значений измеряемых величин 5...7 %.

3. Антифрикционные свойства исследуемых материалов

Номер состава материала (по табл. 1)	Нагрузка, МПа	Коэффициент трения		Средний износ на 1 км пути, мкм	
		при скорости, м/с			
		0,4	0,7	0,4	0,7
1	4	0,4	0,06		
	5	0,6	0,08	0,29	0,55
	6	0,8	0,09		
2	4	0,4	0,06		
	5	0,6	0,08	0,34	0,60
	6	0,8	0,09		

#### Выводы

1. Активирование процессов спекания путем скоростного нагрева и предварительного окисления холоднопрессованных заготовок с последующим автономным вакуумированием от температур 700...800 °C геттерами увеличивает плотность более чем на 19 % по сравнению с классическим холодным формованием и спеканием. Образцы, изготовленные по разработанному технологическому процессу, имеют максимум плотности, временного сопротивления разрыву, твердости и ударной вязкости.

2. Кинетика процесса формирования плотности холоднопрессованных заготовок из сплава 2М2А при спекании в автономной вакуумированной геттерами атмосфере сухого воздуха подчиняется экспоненциальному закону, а температурная — параболическому закону.

3. Выведена эмпирическая зависимость электропроводности от пористости заготовок из сплава 2M2A:  $\sigma = \sigma_0 - 4, 2\sqrt{\theta}$ .

4. Установлены особенности формирования структуры порошковых сталей, легированных медью, титаном, хромом, никелем и добавками дисульфида молибдена, для изготовления подшипников скольжения, которые обладают необходимыми механическими и антифрикционными свойствами, износостойкостью, что позволило использовать их в качестве подшипников скольжения вместо литых сплавов типа баббитов и бронз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гегузин Я.Н. Как и почему исчезает пустота. М.: Наука, 1983. 191 с.

2. Мельничук А.Ф., Муравьёв В.И. Оценка неразрушающими методами контроля физико-механических свойств деталей, изготовленных методом порошковой металлургии // Использование современных физических методов в неразрушающих исследованиях и контроле: мат. докладов IV Всесоюзной науч.-техн. конф. Хабаровск: ЦНТИ, 1984. С. 273–274.

Василий Илларионович Муравьёв, д-р техн. наук, ktsp@knastu.ru;

Александр Фёдорович Мельничук, канд. техн. наук; Павел Вячеславович Бахматов, канд. техн. наук; Алексей Михайлович Мартынюк, аспирант



Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.