ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
ЛУТОВИНИНА О.Н.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Васильев В.Н., Попкович Т.Г. Особенности инновационного развития предприятий заготовительных производств в машиностроении 3

Литейное и сварочное производства

Королёв А.В., Чернышов Е.А., Евлампиев А.А., Агатеев Ю.Ю., Гусева О.Б., Комиссаров А.Н. Комплексные системы заливки сверху через фильтры как способ управления качеством отливки 7

Дриц А.М., Овчинников В.В., Пахомов Д.А., Гуреева М.А. Влияние технологии сварки на свойства соединений листов сплава системы Al–Zn–Mg 10

Кузнечно-штамповочное производство

Потапенко К.Е., Пеньков И.В., Воронков В.И., Петров П.А., Шайхулов М.В. Исследование контактного трения при горячей пластической деформации сплава АВ 18

Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М., Батурин А.А. Управление остановкой подвижной траверсы пресса в заданном положении 22

Хван А.Д., Хван Д.В. Пластическая осадка длинномерных цилиндрических заготовок 27

Поляков А.П. О модели пористого материала, учитывающей полидисперсность порошка 29

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки 34

Материаловедение и новые материалы

Ковтунов А.И., Семистенов Д.А., Хохлов Ю.Ю., Новский И.В. Исследование физико-механических свойств пеноалюминия, полученного фильтрацией через водорастворимые соли 37

Титова Ю.В., Шиганова Л.А., Майдан Д.А., Бичуров Г.В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия с использованием азида натрия и галоидных солей азотируемых элементов 42

Информация

Шубин И.Г., Румянцев М.И., Степанова Е.Н. Оценка результативности и стабильности производства грузоподъемных канатов 46

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

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

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

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 6 June 2012

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Vasil'ev V.N., Popkovich T.G. Innovation development specifics of blanking productions in mechanical engineering . . . 3

Casting and Welding Productions

Korolev A.V., Chernyshov E.A., Evlampiev A.A., Agateev Yu.Yu., Guseva O.B., Komissarov A.N. Complex systems of pouring from above through filters as way to control of casting quality . . . 7
Drits A.M., Ovchinnikov V.V., Pakhomov D.A., Gureeva M.A. Influence of welding technology on properties of Al–Zn–Mg alloy sheets joints . . . 10

Forging and Stamping Productions

Potapenko K.E., Pen'kov I.V., Voronkov V.I., Petrov P.A., Shaykhulov M.V. Study of interfacial friction during hot plastic deformation of alloy AV . . . 18
Goydo M.E., Bodrov V.V., Bagautdinov R.M., Baturin A.A. Controlling of press walking beam braking in specified position . . . 22
Khvan A.D, Khvan D.V. Plastic upsetting of long-length cylindrical preparations . . . 27
Polyakov A.P. Model of porous material that takes into account polydispersion of powder . . . 29

Rolling and Drawing Productions

Gur'yanov G.N. Calculation of axial stress gain in calibrating parallel taking into account stressed state of round preparation on output working cone of die . . . 34

Physical Metallurgy and New Materials

Kovtunov A.I., Semistenov D.A., Khokhlov Yu.Yu., Novsky I.V. Study of physical and mechanical properties of foam aluminum formed by filtration through water-soluble salts . . . 37
Titova Yu.V., Shiganova L.A., Maydan D.A., Bichurov G.V. Self-propagating high-temperature synthesis of titanium nitride and aluminum nitride micro- and nanocomposition with sodium azide and haloid salts of nitrogenize elements . . . 42

Information

Shubin I.G., Rumyantsev M.I., Stepanova E.N. To creation of effectiveness and stability estimation model of hoisting ropes production . . . 46

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

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

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

УДК 339.92

В.Н. Васильев, Т.Г. Попкович *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Особенности инновационного развития предприятий заготовительных производств в машиностроении

Исследованы основные отличия источников инноваций в заготовительных производствах. Показано, что заготовительным производствам в большей степени свойственны процессные инновации, чем продуктовые. Выявлены определяющие показатели экономической (финансовой) устойчивости и факторы технологической устойчивости предприятия как его инновационного потенциала и инвестиционной привлекательности. Намечен порядок перехода на инновационный путь развития.

Ключевые слова: инновации продуктовые и процессные; инновационная привлекательность; экономическая (финансовая) устойчивость; технологическая устойчивость; показатели и факторы устойчивости предприятия; заготовительные производства; компьютерная интеграция производства.

Some main specifics of innovations in blanking productions are investigated. Process innovations belongs to blanking production in higher degry then product innovations. Economic (financial) stability indicator and factors of technological stability are reveled. They are for evaluation of innovation capacity and investment attractiveness. The order of transformation of company info innovation enterprise is given.

Keywords: product and process innovations; investment attractiveness; economic (financial) stability; technological stability; stability indicators and factors; blanking productions; computer integrating manufacturing.

В программе развития России до 2020 г. поставлена задача модернизации и перехода на инновационный путь развития. Заготовительные производства в машиностроении, как и машиностроение в целом, в решении этой задачи играют ключевую роль. Инновационное развитие предприятия требует высокой творческой активности его работников, значительного научно-исследовательского потенциала и инвестиционной привлекательности.

Творческий подход необходим в разработке, производстве, реализации и обслуживании продуктовых инноваций (выводимая на рынок продукция ранее никем не производилась и никем не производится) и процессных инноваций (любых процессов производства и бизнес-процессов в решении проблем потребителя, повышающих потребительскую ценность продукции и создающих конкурентное преимущество только данному производителю). Творческий подход, поиск инновационных решений должны быть присущи каждому работнику предприятия, так как инновации порой рождаются там, где их меньше всего ожидали.

Инновационное предприятие – это наукоемкое, высокотехнологическое предприятие. Часто плановыми источниками инноваций являются результаты НИР и НИОКР. Ускорение научно-технического прогресса, углубление международного разделения труда (МРТ), развитие информационно-коммуникационных технологий и глобализация сокращают жизненный цикл продукта – время нахождения продукции на рынке. В первой половине XX в. оно составляло 30–40 лет, а в конце века – 3–4 года и даже несколько месяцев. Поэтому продуктовые инновации быстро перестают ими быть в связи с появлением новых инноваций, конечно, если они не являются радикальными инновациями, влияющими на создание новых рынков и коренным образом меняющих нашу жизнь.

Процессные инновации в большей степени присущи заготовительным производствам, чем продуктовые, они живут дольше, постоянно совершенствуются и наращивают конкурентное преимущество как предприятия-поставщика, так и предприятия-заказчика, покупателя заготовок. Наукоемкость предприятия повышается с компьютеризацией производства, поэтапным внедрением программных продуктов как подсистемы будущей системы компьютерной интеграции производства (CIM), создание которой требует значительных затрат предприятия на развитие науки [1].

Примером может служить система "Форд аутомотив оперейшн", затраты на которую составили 6 млрд дол., а окупаемость – 2 года. На создание новой модели автомобиля с использованием инноваций уходит всего 2 года, а нового двигателя – 3 месяца. В малом бизнесе на каждый затраченный доллар в НИОКР получают в 17 раз больше новшеств. Современные тенденции таковы, что при увеличении сложности и функциональности новшеств и повышении их значимости для потребителя цена снижается. Затраты на развитие науки становятся полноправными издержками, направленными на создание инноваций, рост производительности труда, обеспечение желаемого качества продукта и снижение его себестоимости.

Особенность инновационной привлекательности предприятий заготовительных производств состоит в том, что заготовки не являются конечным продуктом ни для рынка предметов потребления (потребительского рынка), ни для рынка средств производства (промышленного рынка). Именно на этих рынках инвестиционные компании ищут перспективные инно-

1. Показатели экономической (финансовой) устойчивости предприятия

Показатель	Рекомендуемое значение	Коэффициент весомости
Коэффициент годности основных средств на конец года	–	0,1
Коэффициент автономии (коэффициент независимости)	> 0,5	0,15
Коэффициент маневренности	> 0,5	0,15
Коэффициент обеспеченности собственными оборотными средствами	> 0,3	0,2
Коэффициент текущей ликвидности	2,0...2,5	0,15
Рентабельность инвестиций	–	0,25

вационные предприятия для инвестирования их будущих проектов. Также поступают и "венчурные ангелы".

Инвестиционные компании владеют маркетингом потребителя, имеют многолетний опыт по оценке того, что нужно потребителю, по оценке требований потребителя к производителю, что значительно снижает риски неприемлемости инноваций рынком. Эти риски и определяют статистику эффективности инновационных проектов: пять проектов из десяти – убыточные, три-четыре проекта дают незначительную прибыль и только один-два не только покрывают все убытки, но и дают сверхдоходы.

Имеет место также и асимметрия информации в поиске потенциального инвестора. Особенно велики риски на стадиях "посева" и "запуска". Рынок частных инвестиций на них не работает. Практически принятое как аксиома положение: "Если идея хорошая, то рынок реализует ее" нобелевский лауреат по экономике Даниэл Кенниман назвал мифом свободного рынка, а рынок сегодня к тому же несовершенный. На этих стадиях требуется финансовая государственная поддержка и финансирование через публичные венчурные фонды. Критериями отбора инновационных проектов являются инновационный потенциал и инвестиционная привлекательность, залогом которых являются экономическая (финансовая) устойчивость и технологическая устойчивость предприятия [2]. Показатели первой говорят о надежной жизнеспособности предприятия в рыночной экономике, факторы второй – раскрывают инновационный потенциал предприятия [3].

Особенности инновационного развития предприятия заготовительного производства определяются рынком, на котором реализуется продукция. Заготовки являются продукцией подетальной специализации в системе международного разделения труда и реализуются на рынке компаний-поставщиков и компаний-заказчиков. По определению это не рынок, а ярмарка, на которой заключаются долгосрочные контракты на поставку отдельных компонентов, узлов и деталей, в том числе и заготовок.

Глубина специализации и кооперирования производства, по утверждению классиков экономики, определяет уровень развития цивилизации и ее производительных сил. Производителю требуется вложить в выпускаемую продукцию не менее 25 % своего вновь созданного продукта, чтобы подтвердить его происхождение на своем предприятии. Это решает дилему "делать самому или покупать" [1]. В пользу последнего, к примеру, компания "Вольво" использует тысячи поставщиков со всего мира, а "КАМАЗ" – менее двух десятков.

Компании-заказчики и компании-поставщики, как правило, заключают между собой не только торговый контракт, но и соглашение о научно-производственном сотрудничестве. В рамках такого соглашения предприятие-заказчик оказывает содействие в решении производственных проблем предприятия-поставщика, создавая совместно исследовательские центры. Как показала практика, реализация концепции "Just in time" (как раз вовремя) должна начаться с предприятия-поставщика, а продолжиться – на предприятии-заказчике. Иначе последнее становится бессмысленным [1, 3].

Особенностью инновационности заготовительных производств является и то, что заготовка становится частью основного процесса предприятия-заказчика, в котором реализуется процессная инновация предприятия-поставщика, что порождает процессные и продуктовые инновации предприятия-заказчика. Когда продуктовые и процессные инновации обоих предприятий совпадают, создается более высокий уровень конкурентного преимущества компании-заказчика на рынке готовой продукции.

Сопровождение продуктовых инноваций процессными, особенно в коммерциализации, продлевает ЖЦП в конкуренции с компаниями-имитаторами и компаниями-сегментаторами благодаря наличию опыта в маркетинге и снижению издержек. Заготовки по своей форме и назначению – продукт серийный и единичный, а по сути процесса и техники их получения – массовый. Это один из примеров, когда массовым способом производится индивидуальная продукция – современная тенденция. Тем самым заготовительные производства экономят на масштабе и снижают расходы на разработку инноваций.

С чего начать переход на инновационный путь развития или дальнейшее развитие инновационности предприятия? Прежде всего необходим стратегический план, в котором определены цели, сроки поэтапного движения к цели, необходимые материальные и человеческие ресурсы. Главная задача стратегическо-

2. Факторы технологической устойчивости машиностроительного предприятия

Факторы	Задачи и меры по реализации факторов	Результаты по обеспечению устойчивости предприятия	Весомость фактора
Постоянное совершенствование организации производства	Наличие и реализация стратегии и индикативного плана постоянной модернизации и совершенствования организации производства. Освоение принципов групповой технологии (GT), тотального управления качеством(TQC) и планирования материальных ресурсов (MRP). Внедрение системы управления источниками поставок (SCM)	Создание способности предприятия воспринимать достижения науки и техники. Обеспечение наиболее полной отдачи внедряемых технологий, переход от экстенсивного к интенсивному производству	0,25
Наукоемкость производства	Сильная стратегия перехода на инновационный путь развития. Наращивание НИР и НИОКР потенциала предприятия. Результаты НИР как плановый источник продуктовых и процессных инноваций. Целенаправленный рост затрат на R&D и меры по повышению эффективности НИР. Наличие системы оценки и стимулирования научной и творческой активности работников предприятия	Рост патентной активности. Увеличение доли вновь созданного продукта в общем объеме выпуска продукции. Увеличение времени нахождения продукции на рынке. Ускорение обновления основных фондов и их фондоотдача	0,1
Коммерциализация. Удовлетворение требований потребителя	Решение задач коммерциализации на всех этапах инновационного цикла, по всем звеньям производственно-сбытовой цепочки. Решение проблем производителя через решение проблем потребителя. Освоение системы управления отношений с потребителем (CRM). Вклад каждого подразделения предприятия в повышение конкурентного преимущества – решение задач продвижения продукции на рынок	Устойчивое развитие предприятия в условиях конкуренции на основе гармонизации интересов потребителя и производителя. Рост числа постоянных покупателей (зарубежный опыт: при увеличении числа постоянных покупателей на 10 % за год прибыль возрастает на 50...80 %)	0,2
Компьютеризация производства и использование информационных технологий (ИТ)	Наращивание уровня компьютеризации по всей производственно-сбытовой цепочке поэтапным внедрением программных продуктов и ИТ как подсистем будущей системы компьютерной интеграции производства (CIM). Повышение компьютерной грамотности работников и умение использовать электронные технологии интеграции и автоматизации материальных потоков. Внедрение CALS-технологии, системы планирования производственных потребностей (ERP)	Обеспечение устойчивости в условиях постоянно меняющегося рынка. Рост производительности труда, обеспечение качества продукции и снижение издержек. Экономия рабочего времени, рациональное использование ресурсов	0,15
Владение современными подходами в менеджменте	Переход на матричную функционально-иерархическую и горизонтально-процессную систему управления с установлением ответственного по процессам. Внедрение системы управления человеческими ресурсами (HRM), принципов расширения и обогащение работы и повышение качества рабочей жизни. Вовлечение исполнителей в процесс принятия решений.	Более высокая предсказуемость результатов производства и сбыта. Своевременное, на более ранней стадии выявление проблем и их решение, новаторский, аналитический тип руководителей производства. Повышение роли человеческого фактора.	0,2

Факторы	Задачи и меры по реализации факторов	Результаты по обеспечению устойчивости предприятия	Весомость фактора
Владение современными подходами в менеджменте	Интеграция информационных потоков для принятия решений. Проведение реинжениринга: бизнес-процесс редизайн (BPR)	Эффективность принятия управленческих решений	0,2
Развитие человеческого потенциала, творческого начала и инновационность кадров	Развитие постоянно действующей системы развития человеческого потенциала, поощряющей творческий рост и инновационность кадров. Наличие системы периодической аттестации сотрудников и вознаграждение по ее результатам. Наличие системы вознаграждения за рационализаторские предложения и идеи, принятые к реализации	Рост творческой активности работников на своих рабочих местах и в целом по предприятию. Рост количества продуктовых и процессных инноваций. Рост эффективности производства и сбыта	0,1
Итог:	Рост технологической устойчивости предприятия и, как следствие, рост инновационного потенциала и инвестиционной привлекательности [2].		

го плана состоит в координации деятельности по вертикально-иерархической структуре управления и по горизонтальным процессам выполнения работ. Остальное сделает рынок.

Необходимо проанализировать показатели экономической (финансовой) устойчивости предприятия, начиная с предкризисного 2007 г. (табл. 1).

Руководствоваться следует методикой анализа финансово-хозяйственной деятельности предприятия, изложенной в работе [4]. Если показатели не укладываются в установленные нормы, то, выяснив причины несоответствия, необходимо провести работу по их систематическому улучшению и параллельно определить эффективность влияния задействованных факторов технологической устойчивости (табл. 2).

Зарубежный опыт показал, что существует определенная очередность в программе постоянного совершенствования организации производства. Например, отдача от реализации программы "Планирование ресурсов предприятия" (ERP) будет неполной, если до этого не были внедрены групповая технология (GP), "Программа тотального управления качеством" (TQM) и "Планирование материальных потребностей" (MRP-1). Подробнее о факторах технологической устойчивости, весомости их влияния на уровень инновационности и инвестиционной привлекательности изложено в работе [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Борисов С.Р., Васильев В.Н.** Основы предпринимательства и организации производства: учеб. пособие / под ред. проф. В.Н. Васильева. М.: Машиностроение-1, 2000. 732 с.

2. **Васильев В.Н.** Технологическая устойчивость предприятия // Российское предпринимательство. 2006. № 4. С. 26–32.

3. **Васильев В.Н.** Подходы в реализации реинжиниринга // Справочник. Инженерный журнал. 2000. № 7. С. 42–46. № 8. С. 40–42.

4. **Васильев В.Н., Князев Н.С.** Определение методики расчета рейтингов инновационного потенциала и инвестиционной привлекательности машиностроительных предприятий // Вестник МГТУ. Специальный вып. 2011.

5. **Садовская Т.Г., Дадонов В.А., Дроговоз П.А.** Анализ бизнеса: в 4 ч. / под ред. Т.Г. Садовской. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. Ч. 2. Финансово-хозяйственная деятельность наукоемкого предприятия. 328 с.

Владимир Николаевич Васильев, д-р техн. наук;
Татьяна Георгиевна Попкович,
ibm6@ibm.bmstu.ru

УДК 621.74

А.В. Королёв, Е.А. Чернышов*, А.А. Евлампиев, Ю.Ю. Агатеев, О.Б. Гусева, А.Н. Комиссаров**
(Чувашский государственный университет,
** Нижегородский государственный университет им. Р.Е. Алексеева,*
*** ООО "Промтрактор-Промлит", г. Чебоксары)*

Комплексные системы заливки сверху через фильтры как способ управления качеством отливки

Приведены результаты исследования и компьютерного моделирования разработанных вариантов заливки сверху через фильтры, установленные в прибылях.

Ключевые слова: фильтр; центробежный шлакоуловитель; питатель; прибыль; неметаллические включения; отливка.

The results of research and computer modeling of the developed variants of pouring from above through the filters installed in feedheads are resulted.

Keywords: filter; spinner gate; feeding gate; feedhead; nonmetallics; casting.

Ведущие иностранные фирмы широко применяют способы заливки через прибыли с установленными в них пенокерамическими фильтрами [1, 2]. Такая технология позволяет погасить кинетическую энергию падающего расплава, подать рафинированный металл компактной струей с оптимальной скоростью в определенные зоны рабочей полости формы и таким образом эффективно влиять на процессы формирования плотной структуры и уровень качества отливок.

Заливка сверху на фильтр позволяет снизить металлостатический напор и скорость движения расплава в каналах литниковой системы и тем самым исключить эрозионные процессы разрушения формы. В результате появляется возможность получать отливки без засоров, плен и неметаллических включений. Ламинарное спокойное заполнение формы способствует исключению газовых дефектов и дефектов поверхности отливки. Принцип заливки через прибыли способствует их разогреву и организации направленного затвердевания массивных стенок, что обеспечивает гарантированное получение плотной структуры металла проблемных зон отливки.

В работах [1, 2] дана подробная информация об эффективности фильтрующих систем, встроенных в прибыли прямого питания, которые позволяют распределить очищенный металл по объему рабочей полости формы и управлять процессами заполнения. Отмечено, что при проектировании прибылей необходимо стремиться к повышению эффективности использования их питающего объема за счет разогрева жидкого металла в прибылях и поддержания его в перегретом состоянии во время всего процесса затвердевания питаемой стенки. Высокие показатели эффективности действия прибылей получают в основном благодаря применению обогревающих, теплоизолирующих и экзотермических оболочек. Коэффициент использования металла, питающего объема прибыли при изготовлении алюминиевого литья, может быть доведен до 90 %. Таким образом, в результате указанных технологических мер добиваются снижения уровня дефектности и повышения *технологического выхода годного* (ТВГ) отливок.

В настоящее время в конкурентных условиях с мировыми производителями литья и в России много внимания уделяют эффективности работы прибылей и рафинирования металла, а также повышению механических и эксплуатационных свойств металла отливок. В связи с этим первыми провели модернизацию цехов на основе современного оборудования отечественные предприятия автомобилестроения и производители железнодорожной номенклатуры ответственного литья, выпускающие продукцию крупными сериями. Но большинство цехов, не осуществивших полную модернизацию оборудования, продолжают работать изготовляя

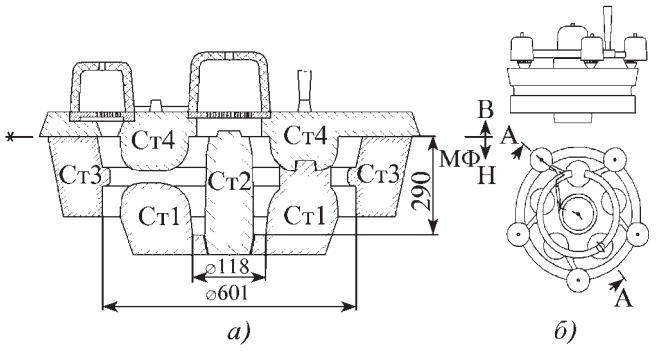


Рис. 1. Технология литья колеса:
а – технология отливки; *б* – схема заливки (компьютерная версия)

литье мелкими и средними сериями с неудовлетворительными потребительскими свойствами, и при этом несут существенные убытки при доведении качества отливок до требуемого уровня. Ручная и машинная формовки при изготовлении средних по массе отливок и морально устаревшие прессовые и встряхивающие с допрессовкой автоматы не обеспечивают достаточную эрозионную стойкость и необходимую равномерную плотность в объеме формы, что приводит к повышенному уровню отливок с отклонениями по различным дефектам. В этих условиях технологические службы вынуждены усложнять литниково-питающие системы, встраивать дополнительные шлакоулавливающие системы, увеличивать припуски на механическую обработку и объемы прибылей. Все эти меры снижают ТВГ литья и предприятия работают в напряженном экономическом режиме. Таким образом, параллельно с модернизацией особенно актуальны освоение передовых технологий, повышение эффективности использования питающего объема прибылей, адаптация к условиям производства предлагаемых шлакоулавливающих систем, опираясь на опыт передовых литейных фирм, а также разработка отечественных способов рафинирования металла в процессе заливки [3, 4].

Для реализации указанных направлений авторами проведены расширенные исследования возможности внедрения систем заливки сверху (при сохранении общей концепции фильтр–прибыль). Исследовали несколько вариантов, которые можно использовать в массовом и мелкосерийном производствах. Все варианты были проверены при компьютерном моделировании по нескольким программам.

Первый базовый вариант был предложен для номенклатуры отливок типа колес, ступиц, водил и т.д. Особенностями технологии заливки являются применение центрального стояка, который при изготовлении среднего по массе литья выполняют в керамических трубках, и подача металла в литниковый ход. Далее используется тангенциальный подвод металла в прибыли с установленными в них сетчатыми фильтрами, расположенными над массивными узлами отливок. Пример технологии изготовления колеса из стали 45ГЛ массой 360 кг приведен на рис. 1. В условиях низкой эрозионной стойкости песчано-глинистых форм, изготовленных машинной формовкой, в технологии предусмотрено применение верхнего литникового стержня (Ст4, см. рис. 1), который принимает на себя динамические нагрузки при заливке из стопорного ковша, а также служит для распределения потока металла в прибыли и организации заливки сверху через сетчатые фильтры.

Преимуществом использования сетчатого фильтра в сочетании с центробежным воздействием на металл и неметаллические включения является то, что в начале заполнения прибыли холодный фильтр со специальным выступом не пропускает первые порции металла, расплав начинает вращаться, и зеркало в объеме прибыли быстро поднимается. Таким образом, осуществляется некоторая задержка фильтрации. В результате этой задержки, достаточной по времени для всплытия засоров, улавливаются первые порции металла, обогащенные включениями. Через несколько секунд металл начинает течь через фильтр, а засоры все время поднимаются вверх и скапливаются в центральной части прибыли под влиянием центробежных сил. Задержка в заполнении даже на мелких отливках визуально заметна при начале заливки, и она способствует эффективности улавливания включений.

Второй вариант технологии отработан при изготовлении зубчатого барабана массой 16,5 кг и представлен на рис. 2. Технологической особенностью системы является упрощенная раздача металла через разветвленные радиально расположенные от стояка литниковые ходы. Подобные системы применяют при

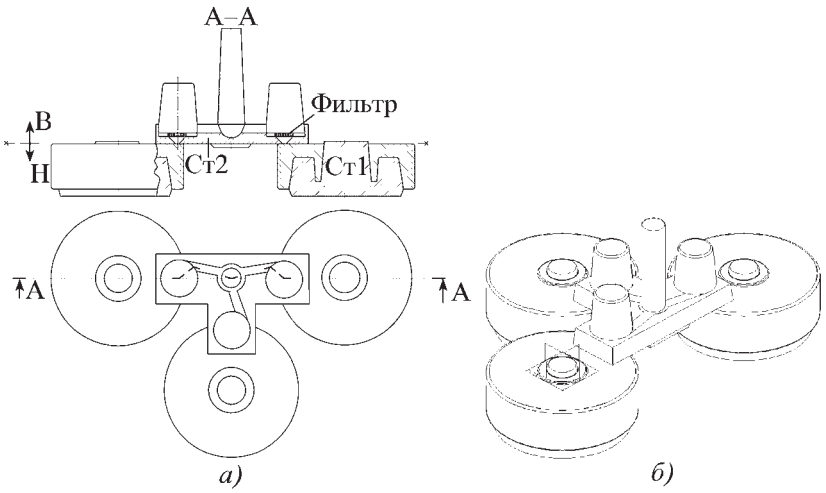


Рис. 2. Вариант технологии литья зубчатых барабанов (три отливки в форме):
а – технология литья зубчатых барабанов; *б* – схема заливки (компьютерная версия)

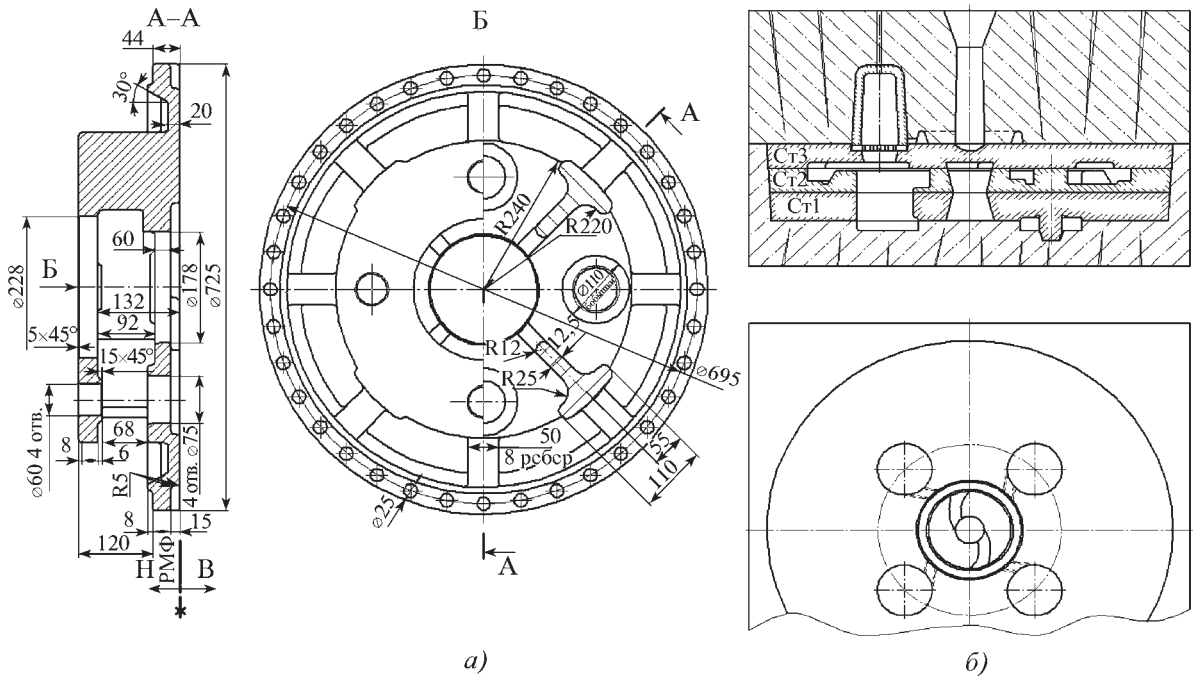


Рис. 3. Чертеж отливки "водило" (*а*) и формы в сборе (*б*)

изготовлении относительно мелкого ответственного стального литья, когда в форме одновременно формуются несколько отливок. Как и в первом варианте, металл раздается по перекрывному заливочному стержню, который фиксируется в нижней полуформе. Металл из стояка подается по литниковому ходу в прибыль также через тангенциальный подвод на сетчатый фильтр.

По *третьему варианту* (рис. 3) металл от стояка поступает в два литниковых хода S-образной конструкции, которые обеспечивают одностороннее вращательное движение расплаву в замкнутом кольцевом шлакоуловителе. При этом раздача металла по прибылям происходит через питатели, тангенциально расположенные к кольцевому шлакоуловителю в противоток к движению металла. Это дает возможность предварительно очищать металл от различных включений в объеме центрального кольцевого контура и далее в объеме центробежной питающей прибыли [5].

Во всех вариантах в целях повышения эффективности использования питающего объема прибылей и для снижения их массы применяли обогрев прибылей и бобышек теплоизоляционными оболочками.

Исследования показали, что применение сетчатых фильтров в центробежных шлакоулавливающих бобышках (прибылях) очень эффективно, а керамические сетки не препятствуют питанию термических узлов отливок.

Подобные системы широко внедрены при производстве тракторного стального литья, что позволило производить качественное литье в условиях использования традиционных методов уплотнения при изготовлении форм из ПГС. Важной особенностью применения сетчатых фильтров в центробежных прибылях является исключение закупоривания отверстий фильтра и способность улавливания значительного количества включений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Виз Эрхард.** Фильтрование чугуна для массивных отливок // Литейное производство. 2007. № 5. С. 7–11.

2. **Хендрик Роджер.** Прямая заливка: повышение экономичности литейного производства. CASTING. Plantandtechnology. Литейное производство и технология литейного дела. 2007. С. 22–24.

3. **Евлампиев А.А., Чернышов Е.А., Королёв А.В.** Эффективность и тенденции развития технологии рафинирования сплавов // Технология металлов. 2004. № 12. С. 36–39.

4. **Пат. 2213641 РФ.** Шлакоулавливающее устройство в литейной форме / А.А. Евлампиев, В.И. Кашеваров. 2001.

5. **Эффективные** шлакоулавливающие системы / А.А. Евлампиев, Е.А. Чернышов, А.В. Королёв, А.Ю. Фирсов, С.В. Михайлов // Материаловедение и металлургия: тр. НГТУ им. Р.Е. Алексеева. Т. 68. Н.Новгород, 2008. С. 33–35.

Андрей Валерьевич Королёв, канд. техн. наук;
Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук,
taep@nntu.nnov.ru;
Анатолий Александрович Евлампиев,
канд. техн. наук;
Юрий Юрьевич Агатеев;
Олеся Борисовна Гусева;
Александр Николаевич Комиссаров

УДК 621.791.754

А.М. Дриц, В.В. Овчинников*, Д.А. Пахомов*, М.А. Гуреева
(Самарский металлургический завод;
** Московский государственный индустриальный университет)*

Влияние технологии сварки на свойства соединений листов сплава системы Al–Zn–Mg

Рассмотрено влияние состава присадочной проволоки на механические и коррозионные свойства сварных соединений сплава системы Al–Zn–Mg, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой. Проанализированы свойства сварных соединений исследуемого сплава, полученных сваркой трением с перемешиванием, в сравнении со свойствами соединений при аргонодуговой сварке.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; сплав системы Al–Zn–Mg; листы; присадочная проволока; аргонодуговая сварка; сварка трением с перемешиванием; механические свойства; электрохимический потенциал; структура; фрактограмма зоны разрушения.

Influence of welding wire composition on mechanical and corrosive properties of the welded joints of Al–Zn–Mg alloy obtained by automatic argon-arc welding is considered. The properties of investigated alloy welded joints obtained by friction welding with mixing in the comparison with the properties of connections with the argon-arc welding.

Keywords: aluminum alloys; alloy of system Al–Zn–Mg; sheets; welding wire; argon-arc welding; friction welding with mixing; mechanical properties; electrochemical potential; structure; fractogram of destruction zone.

Введение. Условно все промышленные и экспериментальные сплавы можно разделить на сплавы относительно низколегированные с суммарным содержанием цинка и магния не более 6...6,5 % (1915, 01911, АБТ101) и сплавы с суммарным содержанием цинка и магния 6,5...7,5 % (В92, 7005, 7039) [1].

Все промышленные сплавы при температуре 440 °С находятся в области α-твердого раствора, фазы n и Т, присутствующие при 200 °С, являются вторичными, т.е. выделяются из твердого раствора в процессе охлаждения и последующих выдержек.

Механические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg зависят от химического состава и режима термической обработки. Прочность сплава и эффект старения повышаются при увеличении суммарного содержания цинка и магния и практически не зависят от того, в какой фазовой области находится фигуративная точка сплава.

Относительное удлинение при всех содержаниях магния снижается с увеличением содержания цинка и имеет тенденцию к росту или сохранению постоянного уровня при повышении содержания магния. С практической точки зрения важно, что возрастание содержания цинка и магния значительно увеличивает прочность состаренных сплавов, не ухудшает их пластичность в отожженном состоянии. Максимальную прочность имеют сплавы фазового состава (α + Т) в естественно и искусственно состаренном состояниях.

По сопротивлению общей коррозии сплавы системы Al–Zn–Mg относятся к числу стойких алюминиевых сплавов. Для сплавов этой системы сопротивление коррозии под напряжением в большей степени, чем для других алюминиевых сплавов, определяется состоянием границ зерен, характером распада твердого раствора, формой и размером выделяемых фаз, дислокационной структурой.

Прочностные, пластические характеристики и коррозионная стойкость свариваемых алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg в значительной степени зависят от режимов термической обработки: закалки и последующего естественного или искусственного старения.

Сплавы системы Al–Zn–Mg имеют широкий интервал нагрева под закалку (350...500 °С) и малую чувствительность к скорости охлаждения. Эта особенность дает возможность проводить охлаждение в горячей воде или на воздухе после нагрева под закалку для снижения остаточных напряжений.

Упрочнение промышленных свариваемых сплавов системы Al–Zn–Mg в процессе старения может происходить в результате образования зон Гинье–Престона, метастабильной фазы $MgZn_2$ или Т ($Al_2Mg_3Zn_3$). При комнатной температуре старение сплавов протекает относительно медленно. Максимальная скорость упрочнения наблюдается в первые три месяца, а затем происходит замедление скорости роста прочности.

На практике для получения оптимального сочетания механических свойств и сопротивления коррозии под напряжением применяют двухступенчатое старение с температурой нагрева на первой стадии 60...120 °С, а на второй – 160...200 °С.

Для сварных соединений из сплавов системы Al–Zn–Mg характерны высокие значения прочностных свойств. Эти свойства зависят в основном от содержания цинка и магния в сплаве, состава присадочного металла, метода и режима сварки, количества

подварок, режима термической обработки после сварки.

Цель данной работы – исследование влияния состава присадочной проволоки на механические и коррозионные свойства сварных соединений сплава АБТ101, выполненных сваркой плавлением (автоматическая аргонодуговая сварка, плазменная сварка), а также сравнение свойств указанных соединений со свойствами соединений, выполненных *сваркой трением с перемешиванием* (СТП).

Методика проведения исследований. Для изготовления образцов использовали горячекатаный лист сплава АБТ101 толщиной 4,3 мм. Химический состав листа соответствовал ГОСТу (табл. 1).

Листы подвергали следующей термической обработке (Т1): закалка 460...470 °С (воздушная печь – выдержка 1 ч), охлаждение в воду и искусственное старение 100 °С в течение 24 ч. Механические свойства листов сплава АБТ101 после термической обработки приведены в табл. 2.

Перед сваркой стыкуемые кромки обрабатывали фрезерованием. Затем образцы подвергали химическому травлению в щелочи (NaOH) с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты.

Непосредственно перед сваркой торцевая поверхность кромок, а также обе поверхности пластин на расстоянии 20 мм от стыка подвергались шабрению до металлического блеска.

Присадочную проволоку диаметром 2,6 мм подвергали химическому травлению в щелочи с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты. В исследовании применяли несколько марок присадочных проволок, химический состав которых представлен в табл. 3.

Автоматическую аргонодуговую сварку (ААрДЭС) осуществляли при фиксации образцов в приспособлении по режиму: ток дуги 240...255 А; скорость сварки 10,8...11,5 м/ч; скорость подачи присадочной проволоки 20...21 м/ч; расход аргона через сопло 12...14 л/мин; расход аргона на поддув 2,5...3 л/мин.

Автоматическую *плазменную сварку* (ПС) выполняли с использованием схемы с полым анодом [2] по режиму: ток дежурной дуги 135...150 А; ток сварочной дуги 70...75 А; скорость сварки 15...18 м/ч; скорость подачи присадочной проволоки 35...40 м/ч; расход плазмообразующего газа (аргон) 2...2,5 л/мин; расход защитного газа (гелий) 10...12 л/мин; расход аргона на поддув 2,5...3 л/мин.

1. Химический состав листов сплава АБТ101, % мас.

Mg	Zn	Mn	Fe	Si	Ti	Cr	Zr
2,7	5,8	0,2	До 0,3	До 0,2	0,05	0,18	0,09

2. Механические свойства листов сплава АБТ101

Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
510...520	470...490	10

Для осуществления СТП применяли фрезерный станок с ЧПУ Agile CS 1000. Станок дополнительно комплектовался приспособлением для фиксации свариваемых деталей и инструментом из стали Р18 диаметром 16 мм (диаметр заплечника) с длиной штыря 4,2 мм. Штырь выполнен в виде усеченного конуса с диаметром у основания 4 мм, на который нанесена резьбовая нарезка глубиной 0,4 мм. Фрезерный станок с ЧПУ Agile CS 1000 снабжен системой контроля и поддержания силы прижатия инструмента (заплечника) к поверхности свариваемых деталей.

СТП выполняли при скорости перемещения инструмента 350...400 мм/мин (21...24 м/ч) частоте его вращения 1000...1400 об/мин. Инструмент вводился сверху перпендикулярно оси шва путем его заглубления в образец с давлением 60...70 МПа в течение 1...1,2 мин.

Макро- и микроструктуры исследовали на оптическом микроскопе и растровом электронном микроскопе evo–50 фирмы Carl Zeiss.

Твердость определяли на приборе ТШ-2М с нагрузкой 1875 Н путем измерения диаметра отпечатка от вдавливания шарика диаметром 2,5 мм.

Испытание механических свойств проводили на "ИНСТРОН ТТ–ДМ". Образцы типа XII подготавливали в соответствии с ГОСТ 6996–66. Сварные образцы и основной металл подвергали испытанию на прочность и угол изгиба. Сварные соединения испытывали в двух вариантах: с усилением и проплавом, а также с удаленным усилением шва и проплавом – для определения прочности металла сварного шва.

После сварки образцы испытывали в состоянии без термической обработки и после термической обработки по режиму: искусственное старение 170 °С, 3 ч.

3. Химический состав присадочных проволок, % мас.

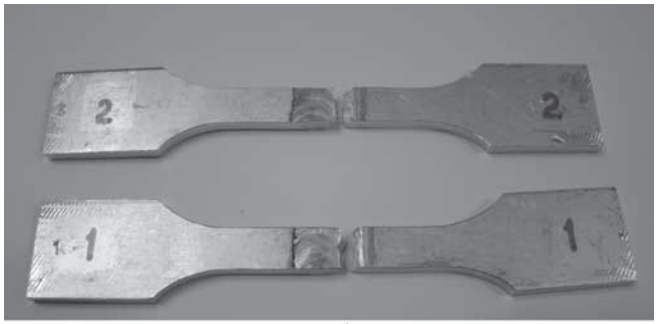
Марка проволоки	Cu	Mn	Ti	Zr	Be	Fe	Si	Zn	Mg	Sc
Св1545А	0,03	0,48	0,01	0,10	–	0,14	0,1	0,01	4,7	0,15
СвАМг61	–	0,98	–	0,08	0,0001	0,22	0,27	–	5,92	–
Св1517	–	0,45	0,07	0,03	–	0,11	0,15	–	4,8	–

4. Механические свойства сварных соединений листов сплава АБТ101 при автоматической аргонодуговой сварке

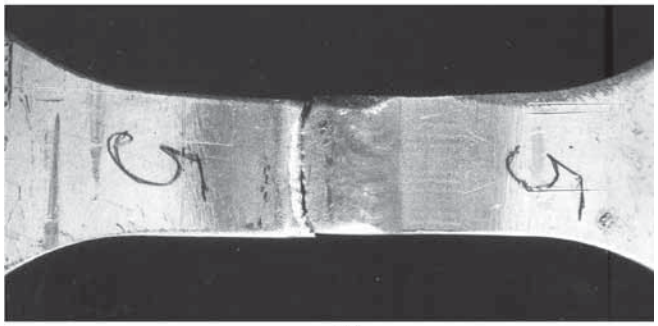
Марка присадочной проволоки	Предел прочности, МПа		Угол изгиба, °
	сварного соединения	металла шва	
СвАМг61	340…355* / 347	315…327 / 319	33…40 / 35
Св1517	320…345 / 334	295…307 / 302	23…28 / 25
Св1545А	310…335 / 319	285…300 / 392	43…58 / 49

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

Результаты исследований и их обсуждение. На первом этапе исследований определяли влияние состава присадочной проволоки при автоматической аргонодуговой сварке сплава АБТ101 на механические свойства сварных соединений. Результаты испытаний показали, что прочность сварных соединений при испытаниях образцов с усилением сварного шва при использованных в работе марках присадочных проволок примерно одинакова и составляет 345...370 МПа (0,68...0,71 предела прочности основного металла) (табл. 4).



а)



б)

Рис. 1. Разрушение образцов сварных соединений при испытаниях на прочность на растяжение сварных соединений (*а*) и металла шва (*б*)

5. Механические свойства сварных соединений листов сплава АБТ101, выполненных различными способами сварки

Способ сварки		Механические свойства		
		Предел прочности, МПа		Угол изгиба, °
		сварного соединения	металла шва	
Автоматическая аргонодуговая сварка	СвАМг61	340…355 / 347	315…327 / 319	33…40 / 35
Автоматическая плазменная сварка	СвАМг61	360…377 / 368	325…339 / 331	38…46 / 42
Сварка трением с перемешиванием	Без присадочной проволоки	382…410 / 395	365…380 / 372	75…88 / 80

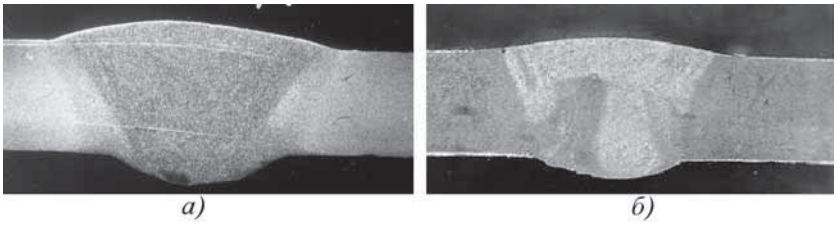
При испытаниях образцов с усилением и проплавом (определение предела прочности сварного соединения) разрушение происходит по зоне сплавления сварного соединения (рис. 1, *а*). В случае испытаний образцов с удаленным усилением и проплавом (определение предела прочности металла сварного шва) разрушение происходит по металлу сварного шва – по литой зоне (рис. 1, *б*).

Из анализа данных табл. 4 следует, что наиболее благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств сварных соединений обеспечивает применение при аргонодуговой сварке присадочной проволоки СвАМг61. В дальнейшем в рамках данной работы присадочную проволоку СвАМг61 использовали для выполнения плазменной сварки сплава АБТ101.

Механические свойства сварных соединений сплава АБТ101, выполненных различными методами сварки, представлены в табл. 5. Анализ представленных результатов испытаний позволяет заключить, что непосредственно после сварки наиболее благоприятным сочетанием свойств обладают сварные соединения, выполненные сваркой трением с перемешиванием.

Сварные соединения, выполненные сваркой плавлением (автоматической аргонодуговой сваркой и плазменной сваркой), в результате термического влияния имеют различные зоны: литая – зона шва; закалки – 350...500 °С; возврата – 300...350 °С; искусственного старения – 100...125 °С; зона основного металла, не подвергавшегося сварочному нагреву.

На рис. 2 приведена макроструктура сварного соединения при аргонодуговой и плазменной сварке. Анализ макроструктуры показал, что в обоих случаях



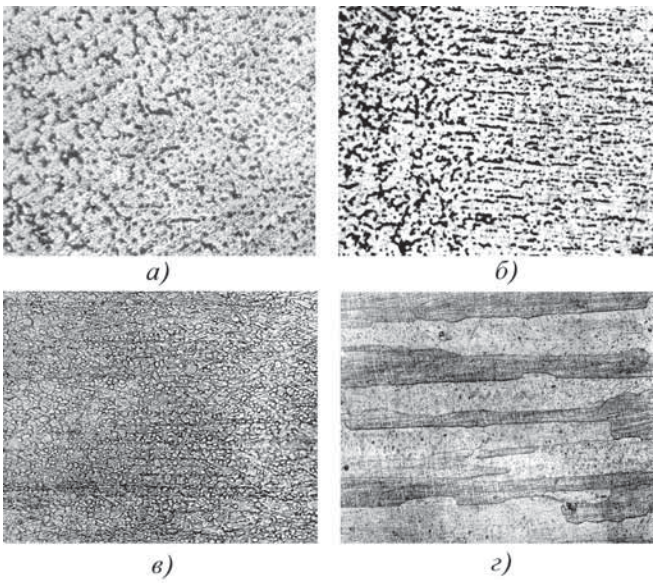
а) б)

Рис. 2. Макроструктура сварного соединения сплава АБТ101 при аргонодуговой (*а*) и плазменной (*б*) сварке. ×3

наблюдаются плавные переходы от шва к основному металлу.

Микроструктура различных зон сварного соединения сплава АБТ101, выполненного автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой СвАМг61, показана на рис. 3. Микроструктура указанных зон в сварном соединении, полученном плазменной сваркой, аналогична. Меняется только протяженность зон – наблюдается уменьшение ширины зоны термического влияния с 15...17 до 8,5...9 мм от границы литой зоны шва.

В сварных соединениях присутствует зона сплавления, где температура в процессе сварки изменяется от ликвидуса до солидуса. Протяженность этой зоны зависит от толщины свариваемого металла и режимов. По данным исследований, при сварке сплава АБТ101 толщиной 4,3 мм протяженность указанной зоны составляет 1...1,2 мм. Изучение этой зоны связано с определенными трудностями, поэтому исследовали основной материал, нагреваемый в интервале температур ликвидус – солидус (578...634 °С). Нагрев по методу тепловой пробы показал, что, начиная с 580 °С, появляется оплавление границ зерен основного металла.



а) б) в) г)

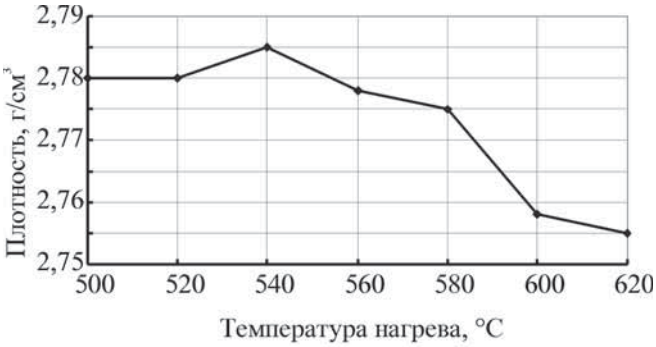
Рис. 3. Микроструктура сварного соединения сплава АБТ101, выполненного сваркой плавлением (×125):
а – шов; *б* – зона сплавления; *в* – зона возврата; *г* – основной металл

Для оценки влияния температуры на изменение объема несплошностей было проведено гидростатическое взвешивание образцов после нагрева до различных температур (рис. 4). Из представленного графика видно, что объем несплошностей резко увеличивается в диапазоне температур 580...620 °С.

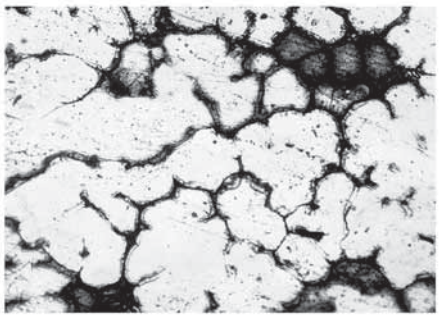
В микроструктуре сварных соединений, выполненных СТП, не наблюдается наличия зон с оплавленными зернами. Структура ядра шва имеет слоистое строение с мелкими включениями упрочняющих интерметаллидных фаз (рис. 5).

Нагрев по методу тепловой пробы сварных соединений сплава АБТ101, выполненных СТП, выявил значительное снижение плотности металла шва, начиная с 450 °С (рис. 6). Выявленная тенденция изменения плотности сварного соединения СТП при нагреве свидетельствует о повышенной газонасыщенности металла шва.

Исследовано влияние термической обработки после сварки на статическую прочность сварных соединений (рис. 7). Искусственное старение после сварки повышает прочность сварных соединений. Наибольшую прочность имеют образцы, сваренные СТП и подвергнутые искусственному старению.



а)



б)

Рис. 4. Изменение суммарного объема несплошностей сплава АБТ101 после тепловой пробы (*а*) и его микроструктура (*б*) после нагрева 580 °С

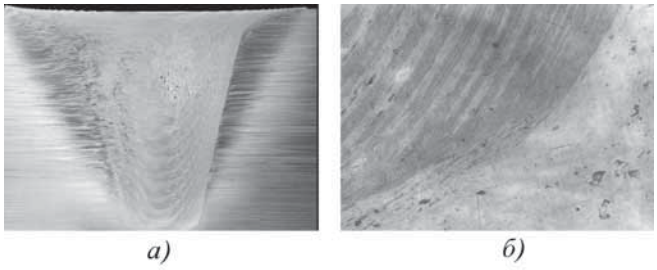


Рис. 5. Макроструктура (*а*) и микроструктура (*б*) сварного шва сплава АБТ101, выполненного сваркой трением с перемешиванием:
а – ×3; *б* – ×150

Характер распределения твердости (рис. 8) показал, что искусственное старение после сварки повышает общий уровень твердости. В зоне термического влияния наблюдаются две экспериментальные области: первая (ближайшая к шву) связана с перезакалкой и последующим старением. Эта область характерна как для естественного, так и для искусственного старения, а вторая область – только для искусственного старения. Наличие этой области связано с нагревом металла до температуры около 300 °С, когда происходит процесс коагуляции при старении, а последующее старение приводит к разупрочнению металла.

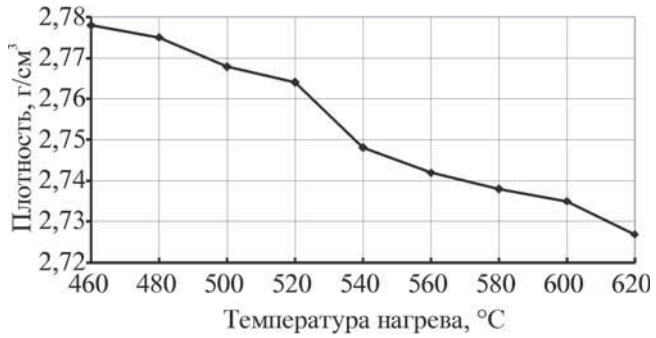


Рис. 6. Изменение суммарного объема несплошностей сварного соединения сплава АБТ101, выполненного СТП

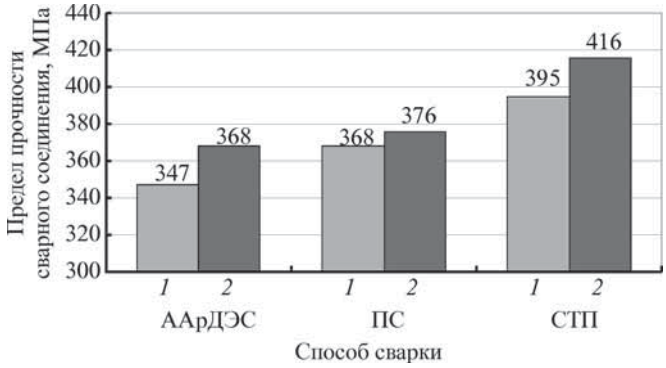


Рис. 7. Предел прочности сварных соединений сплава АБТ101 при различных способах сварки:
1 – без термической обработки; *2* – искусственное старение после сварки

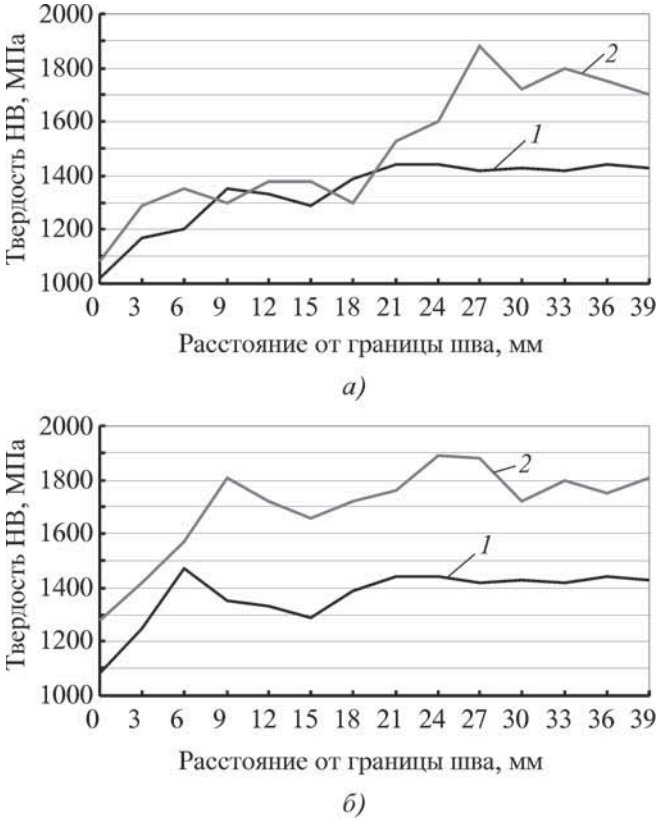


Рис. 8. Распределение твердости в сварном соединении сплава АБТ101 при аргонодуговой сварке (*а*) и сварке трением с перемешиванием (*б*):
1 – без термической обработки; *2* – искусственное старение после сварки

Сплав АБТ101 в определенной степени подвержен коррозии под напряжением в связи с наличием остаточных растягивающих сварочных напряжений и воздействия коррозионной среды. Сварные соединения, выполненные дуговой сваркой, отличаются значительной структурной и химической неоднородностью. В связи с этим, для исследования коррозионного поведения сварных соединений важным является вопрос определения коррозионной стойкости различных участков соединения.

Коррозионную стойкость можно оценить, измерив электрохимический потенциал различных зон сварного соединения. Сварное соединение, находящееся в контакте с электролитом, представляет собой многоэлектродный гальванический элемент, макроэлектродами которого являются металл шва, высокотемпературная зона, зона термического влияния и основной металл, не подвергавшийся термическому воздействию при сварке. Различие в величине потенциала будет обусловлено различием химического состава, структурным состоянием перечисленных участков, а также неравномерным распределением напряжений по сечению сварного соединения.

Из теории коррозии известно, что наибольшему растрескиванию в электролите будут подвергаться участки с более отрицательным потенциалом, т.е. более анодные. Таким образом, определив зону, подверженную в наибольшей степени коррозии, можно судить о предрасположенности этой зоны к коррозионному растрескиванию, так как сварные соединения всегда в какой-либо степени контактируют с электролитом и в сварных соединениях имеются остаточные растягивающие напряжения, то определение указанных выше зон представляет определенный практический интерес.

Для определения потенциала и его распределения по сечению шва сварного соединения сплава АБТ101 был использован применяемый в научных исследованиях метод измерения потенциала под каплей электролита, известный также под названием "метод химической топографии" [3, 4]. Он позволяет определить локальное изменение потенциала в различных участках сварного соединения. Для проведения экспериментов были взяты образцы, вырезанные из сварного соединения в поперечном направлении. Исследуемую поверхность шлифовали и полировали, но не травили. Потенциал измеряли в отдельных точках по линиям, параллельным плоскости образцов.

Исследование распределения потенциала по сечению сварного соединения осуществляли на спроектированной и изготовленной установке (рис. 9). Основная часть установки – стеклянный сосуд, нижняя часть которого заканчивается капилляром диаметром 0,1 мм. В верхней части сосуда установлен электрод сравнения. Электрический ключ в виде крана *3* с притертыми коническими поверхностями обеспечивает электрический контакт между растворами нижней и верхней частей сосуда. Нижняя часть сосуда заполняется 3%-ным раствором поваренной соли, а верхняя часть – насыщенным раствором KCl. Электрод сравнения – хлор-серебряный электрод (0,2 В при 20 °С).

Стеклянный сосуд можно закрепить на штативе *5*, который может перемещаться в вертикальном направлении и фиксироваться в определенном положении. Образец *1* закреплен на столике *7* через изолирующую прокладку *6*. Разность потенциалов между образцом и электродом сравнения измеряли потенциометром *8*.

Потенциал точек определяли в следующей последовательности: кран открывали на короткое время до появления на конце капли электролита, после чего кран закрывали, и капля снималась фильтровальной бумагой. Затем капилляр осторожно опускали на поверхность образца, и электролит смачивал поверхность. Диаметр увлажненного отпечатка определялся наружным диаметром капилляра и составлял 0,5 мм. После выдержки в течение 5 мин замеряли значение потенциала. Затем капилляр поднимали, и дальнейшие измерения проводили в описанной выше последовательности через 1 мм в поперечном направлении.

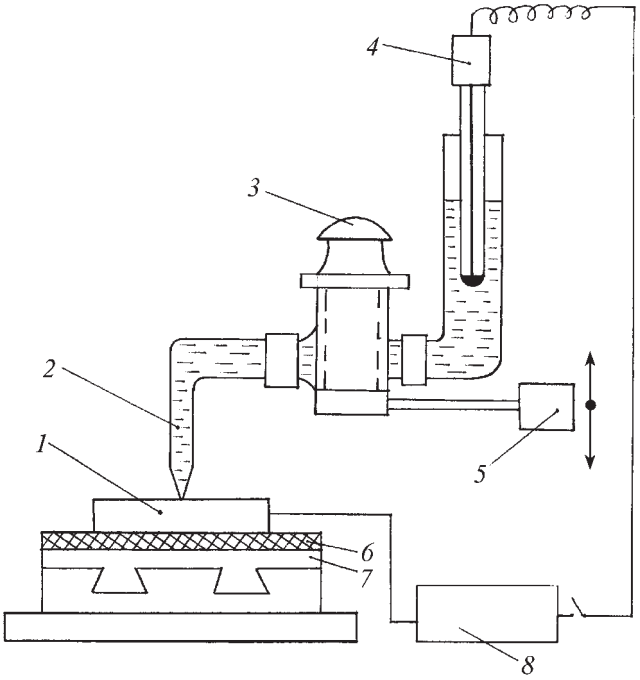


Рис. 9. Схема установки для измерения электрохимических потенциалов:
1 – образцы со сварным швом; *2* – капилляр; *3* – электролитический ключ; *4* – электрод; *5* – штатив; *6* – изолирующая подкладка; *7* – подвижный столик; *8* – потенциометр

Отпечатки располагали в шахматном порядке, чтобы исключить их наложение.

Исследовали сварные соединения сплава толщиной 4,3 мм, выполненные аргонодуговой сваркой без присадочной проволоки при токе 180...185 А и скорости сварки 12 м/ч, а также СТП.

Потенциал по сечению сварного соединения измеряли в двух состояниях: без термической обработки после сварки и искусственного старения после сварки. Полученные данные приведены на рис. 10.

Из анализа полученных зависимостей следует, что потенциал шва и зоны сплавления более электроотрицателен, чем потенциал основного металла. На кривых распределения потенциала следует отметить максимум (–800 мВ), который расположен в зоне сплавления. Именно в этой зоне в процессе сварки формируется значительная структурная и химическая неоднородность. В коррозионном отношении это самая слабая зона. Термическая обработка после сварки (см. рис. 10, *а*), не изменяя значения потенциала материала шва и зоны сплавления, повышает потенциал других участков сварного соединения.

Основное влияние на природу коррозионного растрескивания сплава АБТ101 оказывает характер расположения и механизм разрушения упрочняющей фазы $MgZn_2$. Закалкой сплава можно получить пересыщенный неустойчивый раствор $MgZn_2$ в алюминии. При комнатной температуре начинается распад этого раствора со временем (естественное старение). Частицы

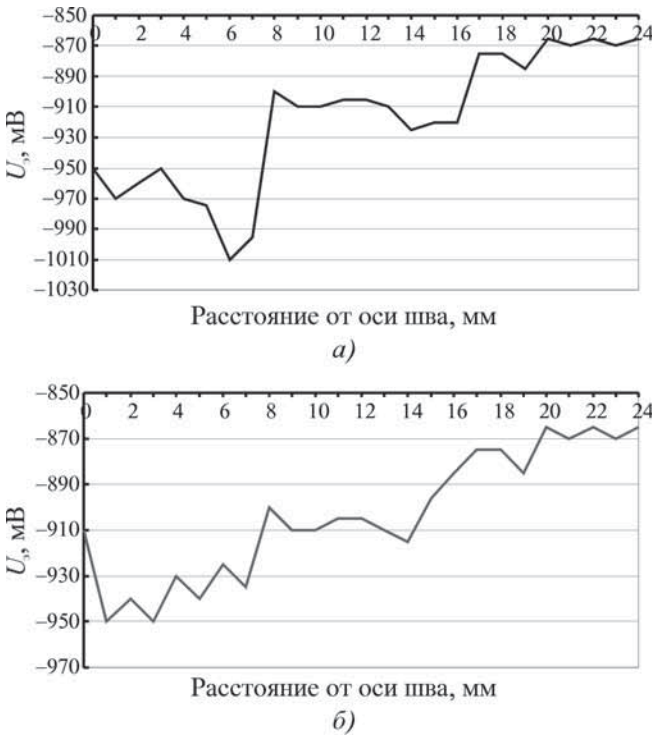


Рис. 10. Распределение электрохимических потенциалов по сечению сварного соединения сплава АБТ101 при аргонодуговой сварке (*а*) и сварке трением с перемешиванием (*б*)

$MgZn_2$ выделяются по границам зерен в виде непрерывных цепочек.

Искусственное старение увеличивает скорость распада раствора, приводит к укрупнению частиц и нарушению сплошности выделений по границам зерен. В начальный момент в раствор с поверхности переходят нонатомы магния. Решетка в этом случае не нарушается, и процесс тормозится оставшимися нонатомами цинка, так как цинк кородирует очень медленно. Поэтому нельзя ожидать интенсивного развития межкристаллитной коррозии за счет удаления магния и цинка из соединения $MgZn_2$, выделившегося по границам зерен.

Таким образом, степень разрушения фазы $MgZn_2$ определяется количеством нон-атомов магния, находящихся в поверхностных слоях. Применение после сварки искусственного старения приводит к укрупнению частиц $MgZn_2$ и уменьшению суммарной поверхности интерметаллидного соединения $MgZn_2$. При этом уменьшается количество нон-атомов магния, переходящих в 3%-ный раствор NaCl и потенциал поверхности образца увеличивается (станет менее электроотрицательным). Как следует из графика (см. рис. 10, *а*), потенциал снижается на расстоянии 14...16 мм от оси шва. Данный участок сварного соединения в процессе сварки нагревается до температуры около 300 °С и подвергается возврату. В результате этого часть выделившихся фаз частично растворяется, а при последующем искусственном старении происходит формирование большого количества мелкодисперсных фаз – стадия фазового старения, оно уменьшает сопротивлении коррозии. Поэтому отрицательный потенциал рассматриваемого участка будет увеличиваться до 20 мВ.

Для подтверждения полученных результатов проводили коррозионные испытания сварных соединений сплава методом погружения в раствор NaCl + + HCl + дистиллированная вода в соотношении 3:2:95. Выдержка составляла 3 ч. Степень коррозии оценивали по глубине проникновения коррозионной среды (оптическим методом). Характер распределения коррозии согласуется с результатами, полученными при измерении потенциала по сечению сварного соединения. Увеличение глубины коррозии отмечается вблизи границы сплавления (рис. 11, *а*). На образцах, прошедших искусственное старение, наблюдается достаточно сильное увеличение коррозионного поражения на расстоянии 14 мм от оси шва.

Применение сварки трением с перемешиванием для получения соединений сплава АБТ101 сопровождается более равномерным распределением электрохимического потенциала, причем зона ядра шва отличается менее электроотрицательным значением по-

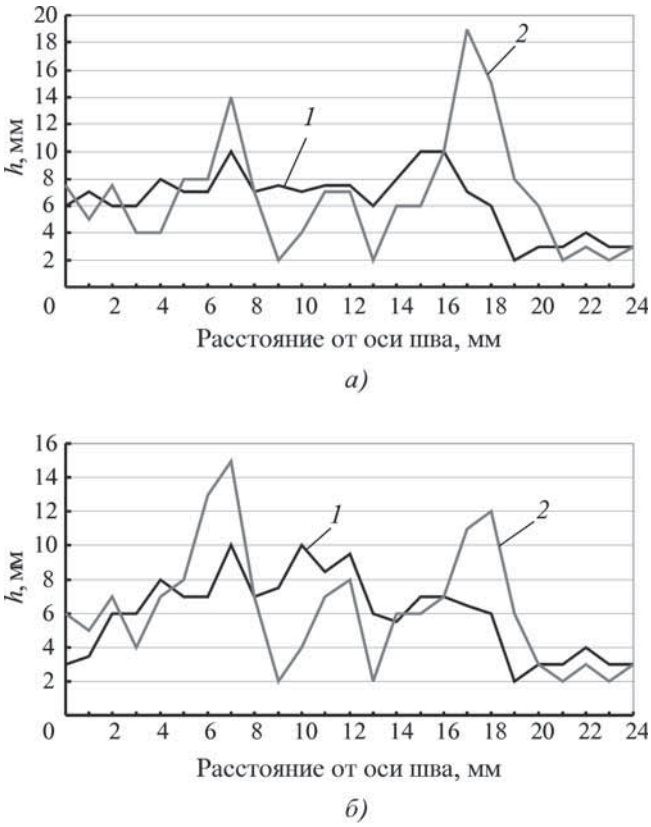


Рис. 11. Глубина проникновения коррозии в сварном соединении сплава АБТ101 при аргонодуговой сварке (*а*) и сварке трением с перемешиванием (*б*):
1 – без термической обработки; *2* – искусственное старение после сварки

тенциала по сравнению с основным металлом (см. рис. 10, *б*). Поэтому глубина коррозии соединения, выполненного СТП, меньше глубины коррозии основного металла (рис. 11, *б*).

Таким образом, в дальнейшем целесообразно проведение сравнительных испытаний образцов на коррозию под напряжением 45...80 % от их предела прочности в течение 7...10 суток.

Заключение

1. Исследовано влияние присадочного материала на свойства сварных соединений сплава АБТ101. Установлено, что наибольшую прочность при статических испытаниях на растяжение имеют образцы, выполненные плазменной сваркой с присадочной проволокой СвАМг61 и прошедшие после сварки термическую обработку (искусственное старение 170 °С, 3 ч). При этом на расстоянии 20...25 мм от оси шва выявляются зоны разупрочнения, связанные с коагуляцией фаз.

2. Применение сварки трением с перемешиванием вместо способов сварки плавлением способствует повышению коэффициента прочности соединений до 0,70...0,75 (без термической обработки после сварки) и 0,80...0,82 (искусственное старение 170 °С, 3 ч после сварки).

3. Металлографические исследования образцов сплава, нагретых по режиму "тепловой пробы", показали, что оплавление границ зерен и резкое увеличение объема несплошностей наблюдается при температуре 580 °С (температура солидуса сплава – 578 °С).

4. Тепловая проба образцов сварных соединений исследуемого сплава, выполненных СТП, выявила наличие в них повышенного содержания газов, которое проявляется в существенном снижении плотности после нагрева.

5. Измерение электрохимического потенциала по сечению сварного соединения сплава АБТ101, выполненного сваркой плавлением, позволило установить, что наиболее электроотрицательный потенциал имеет зона сплавления и металл шва. Установлено, что разрушение при испытаниях на коррозию под напряжением начинается в зоне сплавления и распространяется в металл шва или полностью проходит по зоне сплавления. Коррозионное поражение основного металла в зоне термического влияния распространяется по границам зерен.

6. Сварное соединение, выполненное СТП, имеет менее электроотрицательный потенциал по сравнению с основным металлом. Это позволяет предположить, что эти соединения будут менее подвержены коррозии под напряжением по сравнению с соединениями, выполненными сваркой плавлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Свариваемые** алюминиевые сплавы / Г.А. Николаев, И.Н. Фридляндер, Ю.П. Арбузов. М.: Металлургия, 1990. 296 с.

2. **Пат. 2292256 РФ.** Способ плазменной сварки алюминиевых сплавов / В.В. Овчинников, В.В. Алексеев. Приоритет 25.01.2005, опубл. 27.01.2007. Бюл. № 3.

3. **Овчинников В.В., Пахомов Д.А.** Исследование особенностей аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием высокопрочного алюминиевого сплава АБТ 101 // Научный обозреватель. 2011. № 1. С. 54–57.

4. **Лосева Т.И.** Общая химия. Тобольск: ТГПИ, 2011. 180 с.

Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн, наук,
vikov1956@mail.ru;
Денис Анатольевич Пахомов;
Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук

ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«Заготовительные производства в машиностроении»

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.735.016.2.001.8

К.Е. Потапенко, И.В. Пеньков, В.И. Воронков, П.А. Петров, М.В. Шайхулов
(Московский государственный технический университет "МАМИ")

Исследование контактного трения при горячей пластической деформации сплава АВ*

Выполнено экспериментально-аналитическое исследование контактного трения при деформировании алюминиевого сплава АВ в изотермических условиях с применением различных композиций технологической смазки. Эксперименты проведены по методу осадки кольцевого образца. Анализ полученных результатов осуществлен с применением компьютерного моделирования в системе QFORM-2D. Результатом исследований является определение зависимостей фактора трения от температуры и контактного давления.

Ключевые слова: алюминиевый сплав АВ; контактное трение; фактор трения; коэффициент трения; метод осадки кольцевого образца; контактное давление; компьютерное моделирование.

The experimental and theoretical investigation of friction during hot plastic deformation of aluminium alloy AV is carried. The plastic deformation is performed under the isothermal condition at elevated temperatures. Several different lubricants' compositions are applied for these tests. The experimental studies is performed useing ring compression technique while the numerical simulation of the ring compression problem is used. The result of studies is obtaining of the relationships between friction factor and temperature as well as contact pressure.

Keywords: aluminium alloy AV; interfacial friction; friction factor; friction coefficient; ring compression technique; contact pressure; computer simulation.

Эффективность применения технологии горячей объемной штамповки и, в частности, изотермической штамповки существенно зависит от правильного выбора технологической смазки, способствующей снижению сил контактного трения, уменьшению теплопередачи между поковкой и штампом, снижению силы деформирования и температуры нагрева штампа, уменьшению износа штампа.

От выбора технологической смазки зависит величина контактных напряжений, возникающих из-за трения между заготовкой и поверхностью ручья штампа, которая влияет на характер течения металла в полости штампа. Таким образом, выбор технологической смазки может оказать влияние на возникновение дефектов (зажимов, прострелов) при изготовлении деталей методом горячей объемной штамповки.

В последние 6–7 лет при разработке технологических процессов горячей объемной штамповки для прогнозирования возникновения дефектов применяют компьютерное моделирование в различных САЕ-системах, в которых характеристики смазки, влияющие на трение между штампом и заготовкой, определяются показателем трения. При этом предполагают, что показатель трения остается постоянным в течение всего процесса деформирования.

Однако в реальных процессах обработки металлов давлением при деформировании металла контактное трение не постоянно и изменяется в зависимости от контактного давления, температуры на контактной поверхности, толщины слоя технологической смазки и т.д. Таким образом, можно предположить, что при постановке задач в САЕ-системах некорректно заданный показатель трения может привести к расхождению результатов моделирования с реальным процессом горячей объемной штамповки.

Для определения влияния температуры и контактного давления на показатель трения необходимы экспериментальные исследования, направленные на определение показателя трения технологических смазок, применяемых при горячей объемной штамповке в широком диапазоне температур и для различных значений контактных давлений. При этом зависимости показателя трения от температуры и контактного давления необходимо определять для каждой смазки применительно к конкретному материалу, так как проблематично найти достаточно точные обобщенные, не зависящие от свойств деформируемого материала зависимости.

Цель статьи – определение зависимостей фактора трения от температуры и контактного давления при

* Работа выполнена при финансовой поддержке МГТУ "МАМИ" (шифр проекта 1.4.08, 2011 г.).

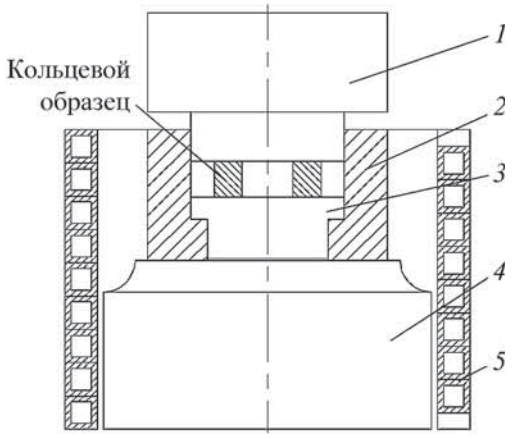


Рис. 1. Экспериментальная оснастка:
1 – верхний боек; *2* – кольцо ограничительное; *3* – подкладная плитка; *4* – нижний боек; *5* – индуктор

горячей изотермической деформации сплава АВ с различными технологическими смазками.

Для определения фактора трения, входящего в модель трения Леванова, использовали метод осадки кольцевого образца, а вместо построения номограммы, по которой в соответствии с указанным методом определяется фактор трения, применяли метод постановки обратной задачи в системе QFORM-2D, основанной на методе конечных элементов. В данном случае термин "обратная задача" связан с принципом проведения компьютерного моделирования, при котором искомая величина – фактор трения, изменяется при постановке задачи до тех пор, пока не будет достигнуто необходимое совпадение геометрии кольцевого образца, полученного по результатам моделирования с геометрией образца, полученной при проведении реального эксперимента.

Для экспериментальных исследований были изготовлены кольцевые образцы из алюминиевого сплава АВ по ГОСТ 21488–97. Размеры образцов для сплава АВ: внутренний диаметр 21 мм; наружный диаметр 42 мм; высоты 10,5; 14 и 21 мм.

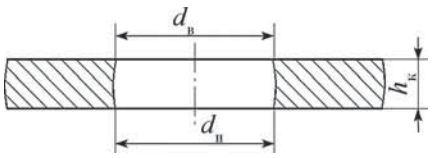


Рис. 2. Определение размеров кольцевого образца после осадки

Осадку кольцевых образцов осуществляли на гидравлическом прессе при повышенных температурах. Кольцевые образцы нагревали в электропечи до температур 250, 350, 390 и 430 °С. Образцы деформировали в специально разработанной оснастке (рис. 1). Инструмент нагревали до той же температуры, что и образцы, с помощью индуктора. Температуру контролировали термопарой с точностью ± 3 °С.

Фактор трения определяли для смазок СТ-26, МС-23 и Ц52-С1 (табл. 1). Смазку наносили на контактные поверхности образцов, нагретых до температуры испытания.

Образцы осаживали на 50 % от исходной высоты. Нагружение на гидравлическом прессе осуществляли со скоростью деформирования 1 мм/с, что соответствует начальным скоростям деформации 0,095; 0,071 и 0,048 $с^{-1}$ в случае осадки кольцевого образца высотой 10,5; 14 и 21 мм.

После осадки внутренняя образующая кольца представляет собой вогнутую дугу (рис. 2), что затрудняет измерение максимального диаметра отверстия кольцевого образца. Поэтому геометрию отверстия кольцевого образца определяли замерами верхнего $d_в$ и нижнего $d_н$ диаметров отверстия осаженного образца (см. рис. 2). Диаметры $d_в$ и $d_н$ измеряли по двум взаимно перпендикулярным осям, после чего полученные значения усредняли. Окончательное значение диаметра отверстия на контактных поверхностях осаженного кольцевого образца определяли по формуле

$$d_{ср} = \frac{d_{в1} + d_{в2} + d_{н1} + d_{н2}}{4}. \quad (1)$$

1. Характеристики смазок

Наименование смазочной композиции	Состав	Потери при нагреве в течение 3 мин, %, при температуре, °С			Температура вспышки, °С
		350	450	500	
СТ-26	Масло ПЭС 5М, 7 % Al пудры, 20 % графита С2	0,38	4,09	11,53	265
МС-23	Масло цилиндровое Ц52, 1 % ПЭС 5М 30 % графита С1	0,27	2,52	16,92	303
Ц52-С1	Масло цилиндровое Ц52, 15 % графита С1	0,47	4,30	19,60	308

2. Погрешность расчетов по осадке колец с начальной высотой 21 мм из сплава АВ со смазкой МС-23

Параметр	Температура, °С			
	250	350	390	430
Диаметр $d_{ср}$, мм:				
эксперимент	25,025	24,55	24,225	22,9625
моделирование	25,14	24,36	24,21	22,9555
Относительная погрешность, %	0,46	0,77	$6{,}19\cdot10^{-2}$	$3{,}05\cdot10^{-2}$

Для определения фактора трения применяли метод постановки обратной задачи в системе QFORM-2D, в которой используется модель трения Леванова:

$$\tau_k = m(1-\exp(-1{,}25(\sigma_n/\sigma_{т.к})))\frac{\sigma_{т.к}}{\sqrt{3}}, \qquad (2)$$

где τ_k – контактное касательное напряжение; m – фактор трения; σ_n – нормальное напряжение на контактной поверхности; $\sigma_{т.к}$ – предел текучести приконтактного слоя.

При постановке задачи в системе QFORM-2D необходимо задать кривые текучести материала (построенные для различных скоростей деформации и различных температур) и условия деформирования (температуру деформирования образца, температуру инструмента и окружающей среды), соответствующие экспериментальным данным, а также фактор трения.

Фактор трения является искомой величиной. При моделировании осадку осуществляли до той же конечной высоты $h_к$, что и в эксперименте. За искомое значение фактора трения приняли такое, при котором внутренние диаметры на контактных поверхностях конечно-элементной модели осаженного кольцевого образца равны соответствующему диаметру $d_{ср}$ реального образца или отличаются от него не более чем на 2 %. В табл. 2 приведены данные по относительной погрешности результатов моделирования осадки кольцевых образцов с начальной высотой 21 мм из сплава АВ со смазкой МС-23.

На рис. 3 приведены зависимости фактора трения от температуры $m = f(T)$ при осадке колец с начальными высотами 10,5; 14 и 21 мм из алюминиевого сплава АВ со смазками СТ-26, МС-23 и Ц52-С1.

Зависимость $m = f(T)$, определенная для смазки Ц52-С1, была аппроксимирована функцией вида $m = -\frac{A_0}{T-A_1} + A_2$, где A_0, A_1, A_2 – коэффициенты; во всех остальных случаях для аппроксимации применяли степенной полином. Степень полинома выбирали исходя из наименьшего отклонения значений аппроксимирующей функции от значений, определенных экспериментально. В табл. 3 показаны полученные аппроксимирующие функции.

3. Функции аппроксимации температурных зависимостей фактора трения

Высота кольцевого образца, мм	Аппроксимирующая функция
Сплав АВ со смазкой СТ-26	
10,5	$m = -T^6\cdot2{,}163\cdot10^{-15}+T^5\cdot2{,}455\cdot10^{-12}-T^4\cdot9{,}442\cdot10^{-10}+T^3\cdot1{,}266\cdot10^{-7}$
14	$m = -T^6\cdot3{,}094\cdot10^{-15}+T^5\cdot3{,}387\cdot10^{-12}-T^4\cdot1{,}251\cdot10^{-9}+T^3\cdot1{,}609\cdot10^{-7}$
21	$m = T^3\cdot2{,}232\cdot10^{-9}-T^2\cdot4{,}174\cdot10^{-6}+T\cdot0{,}0023-0{,}083$
Сплав АВ со смазкой Ц52-С1	
10,5	$m = -\frac{3{,}394}{T-456{,}383}+0{,}095$
14	$m = -\frac{4{,}617}{T-464{,}521}+0{,}121$
21	$m = -\frac{2{,}048}{T-446{,}344}+0{,}181$
Сплав АВ со смазкой МС-23	
10,5	$m = -T^4\cdot6{,}21\cdot10^{-11}+T^3\cdot6{,}213\cdot10^{-8}-T^2\cdot0{,}0000206+T\cdot0{,}00258$
14	$m = T^3\cdot4{,}097\cdot10^{-9}-T^2\cdot3{,}292\cdot10^{-6}+T\cdot0{,}001007$
21	$m = T^5\cdot4{,}003\cdot10^{-13}-T^4\cdot3{,}748\cdot10^{-10}+T^3\cdot1{,}073\cdot10^{-7}-T^2\cdot0{,}00000749$

Благодаря осадке кольцевых образцов из сплава АВ при одинаковых условиях, но с разной начальной высотой образца можно оценить зависимость фактора трения от контактного давления при различных тем-

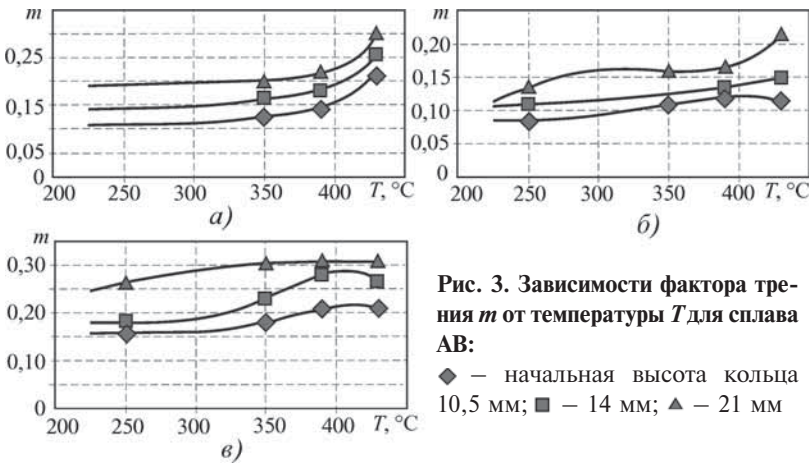


Рис. 3. Зависимости фактора трения *m* от температуры *T* для сплава АВ:

◆ – начальная высота кольца 10,5 мм; ■ – 14 мм; ▲ – 21 мм

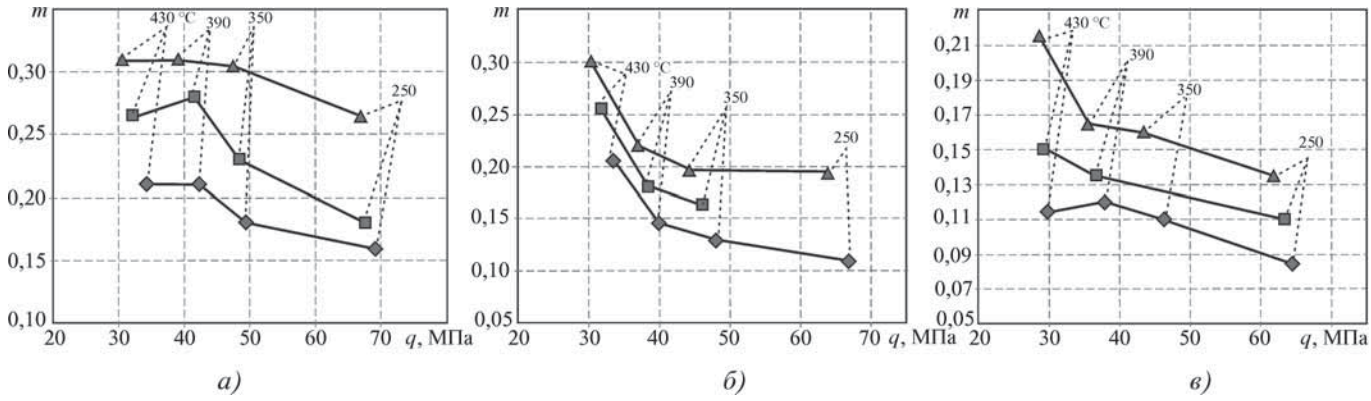


Рис. 4. Зависимости фактора трения *m* от контактного давления *q* и температуры *T* для алюминиевого сплава АВ:
◆ – начальная высота кольца 10,5 мм; ■ – 14 мм; ▲ – 21 мм

пературах. Контактное давление определяли по формуле

$$q = \frac{F}{S}, \qquad (3)$$

где F – сила штамповки на момент окончания осадки кольцевого образца (на момент достижения высоты $h_к$); S – площадь контакта с инструментом образца высотой $h_к$.

Полученные зависимости графически отображены на рис. 4.

Температурные зависимости фактора трения можно использовать при решении практических задач обработки металлов давлением на основе численных методов, например, при моделировании горячей объемной штамповки в САЕ-системах.

Из графиков зависимости $m = f(T)$ видно, что с увеличением температуры фактор трения возрастает. Это объясняется выгоранием вязкой составляющей технологических смазок – масла. Таким образом, в изотермических условиях деформирования применение смазок, используемых при горячей штамповке, нецелесообразно.

На фактор трения также влияет контактное давление. Как показывают экспериментальные данные (см. рис. 4), с увеличением контактного давления фактор трения уменьшается, это объясняется тем, что с повышением контактного давления происходит сглаживание микронеровностей на контактных поверхностях, улучшая качество поверхности и уменьшая фактор трения. На наличие данного эффекта при пластической деформации указывает С.И. Губкин (Пластическая деформация металлов. Т. 2. М.: Металлургиздат, 1961. 416 с).

Константин Евгеньевич Потапенко;
Илья Валерьевич Пеньков;
Виктор Иванович Воронков;
Павел Александрович Петров, канд. техн. наук, petrov_p@mail.ru;
Максим Викторович Шайхулов

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Заготовительные производства в машиностроении" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы ООО "Издательство Машиностроение":
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4.
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97.
E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

УДК 621.979

М.Е. Гойдо, В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, А.А. Батурин
(ООО "Уральский инжиниринговый центр", г. Челябинск)

Управление остановкой подвижной траверсы пресса в заданном положении

Рассмотрены различные варианты снижения скорости движения траверсы пресса при ее подходе к заданному положению с точки зрения минимизации времени выполнения технологической операции (рабочего или возвратного хода) для случаев отсутствия и наличия ограничения на абсолютную величину ускорения торможения траверсы.

Ключевые слова: гидравлический пресс; управление подвижной траверсой; закон торможения; путь торможения; время технологической операции.

Different methods of press walking beam velocity reduction when approaching the specified position in terms of operation (forward or back travel) time minimization in case if absolute value of beam braking acceleration is limited or not are considered.

Keywords: hydraulic press; walking beam control; braking law; braking path; operation time.

При эксплуатации гидравлических прессов в полуавтоматическом и автоматическом режимах управления обычно задают координаты положения подвижной траверсы, при достижении которых (с некоторой погрешностью, находящейся в установленных пределах) траверса должна останавливаться по окончании рабочего и возвратного ходов.

Особенно важным является обеспечение своевременной остановки подвижной траверсы пресса по окончании рабочего хода, когда он завершается без соприкосновения бойков или штампов, так как от этого зависят годность и точность формируемого на прессе изделия, трудоемкость его последующей механической обработки и возникающие при этом потери металла в стружку. С учетом последнего положения далее рассмотрен процесс остановки подвижной траверсы пресса в заданном положении по окончании рабочего хода, совершаемого без соприкосновения бойков или штампов, хотя все приведенные ниже рассуждения применимы и к случаю осуществления остановки траверсы по окончании возвратного хода.

Для достижения наивысшей производительности пресса при прочих равных условиях необходимо, чтобы на протяжении всего рабочего хода подвижной траверсы ее движение происходило с некоторой высокой заданной скоростью $v_{зад}$, а при достижении заданного положения с координатой $z_{зад}$ скорость движения v траверсы скачкообразно уменьшалась до нуля. Очевидно, что мгновенное снижение скорости движения траверсы на конечную величину (как и любого другого материального объекта) практически невозможно.

В рассматриваемом случае после подачи управляющего сигнала на прекращение рабочего хода траверсы происходит ее дополнительное перемещение на некоторую величину Δz, во-первых, потому, что отработка сигнала на закрытие проходного сечения напорных клапанов рабочих гидроцилиндров пресса требует определенного промежутка времени, а во-вторых, из-за инерционности подвижной траверсы и движущихся с ней частей, высокого давления рабочей жидкости в полостях рабочих гидроцилиндров после закрытия проходного сечения их напорных клапанов, напряженного состояния металлоконструкций пресса в конце рабочего хода и податливости металла заготовки.

Для снижения величины Δz при прочих равных условиях сразу после закрытия проходного сечения напорных клапанов рабочих гидроцилиндров должны обеспечиваться снижение давления в полостях рабочих гидроцилиндров путем открытия проходного сечения их сливных клапанов и подача команды на осуществление возвратного хода подвижной траверсы пресса.

Если бы величина Δz дополнительного перемещения подвижной траверсы от одного ее рабочего хода к другому была стабильной и известной, то обеспечение остановки траверсы в заданном положении не составляло бы труда. Для этого достаточно подавать сигнал на прекращение рабочего хода в тот момент времени, когда в процессе рабочего хода текущая координата траверсы принимает значение: $z_{зад} - \Delta z$ (здесь и далее будем считать, что во время выполнения рабочего хода скорость v движения подвижной траверсы является положительной и, соответственно, координата z траверсы увеличивается).

Однако фактически величина Δz от хода к ходу траверсы по целому ряду причин (в первую очередь из-за изменения параметров подвергающейся деформации заготовки) меняется. При этом возможны ситуации, когда координата z подвижной траверсы в момент начала рабочего хода имеет значение $z_{н.р.х}$, большее величины $z_{зад} - \Delta z$ ($z_{зад} - \Delta z < z_{н.р.х} < z_{зад}$). Снижение ско-

рости движения траверсы от большого значения $v_{зад}$ до нуля за короткий отрезок времени сопровождается возникновением гидравлических ударов в гидросистеме пресса, что отрицательно сказывается на надежности ее работы [1]. Для исключения при торможении траверсы гидравлических ударов ускорение ее торможения a не должно быть меньше некоторого предельного значения $a_{пр}$ ($a_{пр} < 0$).

При модернизации гидросистемы и системы управления гидравлического ковочного пресса ПА 1343 силой 20 МН (изготовитель: Днепропетровский завод прессов, Украина) в кузнечно-прессовом цехе ОАО "Буммаш" (г. Ижевск) был предложен и реализован следующий алгоритм управления остановкой подвижной траверсы в заданном положении по окончании рабочего хода [2].

При достижении подвижной траверсой пресса в процессе рабочего хода положения с координатой $z_{зад} - \Delta z_{ск}$ (где $\Delta z_{ск}$ – поправка по координате, принятая для начала снижения скорости движения подвижной траверсы) формируется сигнал на уменьшение скорости движения v подвижной траверсы со значения $v_{зад}$ до некоторого малого значения $v_м$.

При дальнейшем достижении траверсой положения с координатой $z_{зад} - \Delta z_{ост}$ формируется сигнал на остановку траверсы (где $\Delta z_{ост}$ – поправка по координате, принятая для формирования сигнала на остановку подвижной траверсы ($\Delta z_{ост} < \Delta z_{ск}$). Если $z_{зад} - \Delta z_{ск} < z_{н.р.х} < z_{зад} - \Delta z_{ост}$, то рабочий ход с самого его начала осуществляется при задании скорости движении траверсы, равной $v_м$.

По окончании рабочего хода траверсы ее фактическая координата останова $z_{ост}$ фиксируется и для следующего рабочего хода автоматически корректируется значение поправки $\Delta z_{ост}$ с учетом достигнутой погрешности $z_{ост} - z_{зад}$ в остановке траверсы в заданном положении [3].

Рассмотренный алгоритм является достаточно простым, может быть реализован даже при использовании недорогой направляющей гидроаппаратуры для управления клапанами гидрораспределителя рабочих гидроцилиндров [4], однако не всегда обеспечивает остановку подвижной траверсы пресса в заданном положении $z_{зад}$ с допустимой погрешностью $\pm\,\delta_{погр}$.

Для остановки траверсы в заданном положении с высокой точностью необходимо, чтобы при приближении координаты z траверсы к значению $z_{зад}$ скорость движения траверсы плавно снижалась до нуля по тому или иному закону. Однако для минимизации продолжительности рабочего хода желательно чтобы в момент времени, когда координата z траверсы принимает значение $z_{зад} - \delta_{погр}$ (т.е. текущая координата траверсы оказывается в зоне допустимой погрешности на остановку последней), скорость движения траверсы равнялась v_{min} ($v_{min} < v_{зад}$) и при этом формировался сигнал на полную остановку траверсы. При промежутке времени $t_{ост}$, необходимом для остановки траверсы, величина v_{min} в первом приближении составляет

$$v_{min} = \delta_{погр} / t_{ост}\,. \qquad (1)$$

На этапе торможения траверсы пресса при ее подходе к заданному положению $z_{зад}$ наиболее простым с точки зрения реализации представляется снижение скорости v движения траверсы по линейному закону в функции текущей координаты z последней (все параметры для указанного случая далее обозначены нижним индексом "1").

При этом в соответствии с приведенным выше на этапе торможения траверсы должно выполняться соотношение

$$v_1 = v_{min} + k_1 (z_{зад} - \delta_{погр} - z_1), \qquad (2)$$

где k_1 – коэффициент пропорциональности.

Поскольку в момент начала торможения траверсы скорость v_1 ее движения равна $v_{зад}$, то на основании последнего выражения получаем следующую формулу для определения координаты $z_{н.т1}$ начала торможения траверсы:

$$z_{н.т1} = z_{зад} - \delta_{погр} - (v_{зад} - v_{min})/k_1\,. \qquad (3)$$

Если координата z подвижной траверсы в момент начала рабочего хода имеет значение $z_{н.р.х}$, большее величины $z_{н.т1}$ и меньшее величины $z_{зад} - \delta_{погр}$ ($z_{н.т1} < z_{н.р.х} < z_{зад} - \delta_{погр}$), то скорость v ее движения на протяжении всего рабочего хода должна изменяться в соответствии с выражением (2).

С учетом того, что $v = dz/dt$, где t – время, выражение (2) преобразуется в дифференциальное неоднородное уравнение первого порядка относительно координаты z_1 траверсы на этапе торможения последней

$$dz_1/dt + k_1 z_1 = v_{min} + k_1 (z_{зад} - \delta_{погр}). \qquad (4)$$

Решение уравнения (4) в предположении, что $z_1 = z_{н.т1}$ при $t = 0$, имеет вид:

$$z_1 = z_{зад} - \delta_{погр} - (v_{зад} e^{-k_1 t} - v_{min})/k_1\,, \qquad (5)$$

где e – основание натуральных логарифмов ($e = 2{,}71828...$).

Соответственно закон изменения скорости v_1 движения траверсы в функции времени t на этапе ее торможения в рассматриваемом случае является следующим:

$$v_1 = v_{зад} e^{-k_1 t}\,. \qquad (6)$$

Обозначим промежуток времени, за который траверса в процессе ее торможения перемещается от положения с координатой $z_{н.т}$ до положения с координатой $z_{зад} - \delta_{погр}$ через $\Delta t_т$ (время торможения), а пройденный ею за это время путь (путь торможения) через $\Delta z_т$ ($\Delta z_т = z_{зад} - \delta_{погр} - z_{н.т}$).

Поскольку при $t = \Delta t_т$ координата траверсы $z = z_{зад} - \delta_{погр}$, то на основании выражения (5) имеем

$$v_{зад}/v_{min} = e^{k_1 \Delta t_{т1}}\,, \qquad (7)$$

откуда

$$k_1 = \frac{1}{\Delta t_{т1}} \ln(v_{зад}/v_{min}). \quad (8)$$

При фиксированных значениях $v_{зад}$, v_{min} и $\Delta t_{т1}$ последнее выражение позволяет рассчитать требуемое значение коэффициента пропорциональности k_1.

Используя выражение (8), на основании зависимостей (6) и (3) получаем

$$v_1 = v_{зад}(v_{min}/v_{зад})^{t/\Delta t_{т1}}; \quad (9)$$

$$\Delta z_{т1} = \frac{1 - v_{min}/v_{зад}}{\ln(v_{зад}/v_{min})} v_{зад} \Delta t_{т1}, \quad (10)$$

или при переходе к безразмерным параметрам

$$\bar{v}_1 = \bar{v}_{min}^{\bar{t}_1}; \quad (11)$$

$$\overline{\Delta z_{т1}} = \frac{\bar{v}_{min} - 1}{\ln \bar{v}_{min}}, \quad (12)$$

где $\bar{v} = v/v_{зад}$; $\bar{t} = t/\Delta t_т$; $\overline{\Delta z_т} = \Delta z_т/(v_{зад} t_т)$.

При прочих равных условиях (при равных значениях $v_{зад}$, v_{min} и $\Delta t_т$) в предположении, что $z_{н.р.х} < z_{н.т}$, чем больше путь торможения $\Delta z_т$, тем меньше часть рабочего хода, которую траверса совершает с высокой скоростью $v_{зад}$, и тем меньше время выполнения рабочего хода в целом. В связи с этим наиболее предпочтительным является алгоритм управления остановкой подвижной траверсы в заданном положении, характеризующийся при прочих равных условиях наибольшим значением пути торможения $\Delta z_т$.

Для сравнения рассмотрим случай, когда в процессе торможения траверсы перед ее остановкой уменьшение скорости v движения траверсы происходит по линейному закону в функции времени t, отсчитываемого с момента начала торможения (все параметры для указанного случая далее обозначены нижним индексом "2"):

$$v_2 = v_{зад} - (v_{зад} - v_{min}) t/\Delta t_{т2}, \quad (13)$$

или при использовании безразмерной формы записи

$$\bar{v}_2 = 1 - (1 - \bar{v}_{min}) \bar{t}_2. \quad (14)$$

При этом путь $\Delta z_{т2}$, пройденный траверсой за время ее торможения, составляет

$$\Delta z_{т2} = \int_0^{\Delta t_{т2}} v_2 dt = 0{,}5(1 + v_{min}/v_{зад}) v_{зад} \Delta t_{т2}, \quad (15)$$

или в безразмерном виде

$$\overline{\Delta z_{т2}} = 0{,}5(1 + \bar{v}_{min}), \quad (16)$$

а координата $z_{н.т2}$ начала торможения траверсы определяется выражением

$$z_{н.т2} = z_{зад} - \delta_{погр} - 0{,}5(1 + v_{min}/v_{зад}) v_{зад} \Delta t_{т2}. \quad (17)$$

На основании формул (12) и (16) видно, что при одних и тех же значениях $v_{зад}$, v_{min} и $\Delta t_{т1} = \Delta t_{т2}$ в пределах реально возможного диапазона изменения безразмерного параметра $\bar{v}_{min} = v_{min}/v_{зад}$ $(0 < \bar{v}_{min} < 1)$ при любом значении $\bar{v}_{min}$ выполняется соотношение: $\overline{\Delta z_{т2}} > \overline{\Delta z_{т1}}$ (рис. 1) и, соответственно, с учетом приведенного выше снижение скорости движения траверсы пресса в процессе ее торможения по закону (13) является более предпочтительным, чем по закону (2).

Указанное соотношение величин $\overline{\Delta z_{т2}}$ и $\overline{\Delta z_{т1}}$ связано с тем, что при любых фиксированных значениях $\bar{v}_{min}$ и $\bar{t}_1 = \bar{t}_2$ из интервала (0, 1): $\bar{v}_2 > \bar{v}_1$ (при $\bar{t} = 0$: $\bar{v}_2 = \bar{v}_1 = 1$; при $\bar{t} = 1$: $\bar{v}_2 = \bar{v}_1 = \bar{v}_{min}$) (рис. 2). В силу этого при снижении скорости v движения траверсы пресса по закону (13) средняя скорость движения траверсы в процессе ее торможения оказывается больше и за одно и то же время $\Delta t_{т1} = \Delta t_{т2} = \Delta t_т$ траверса проходит больший путь по сравнению со случаем снижения скорости по закону (2).

При прочих равных условиях (при равных значениях $v_{зад}$, v_{min} и $\Delta t_т$) средняя скорость движения траверсы на этапе ее торможения будет еще больше, если уменьшение скорости v движения траверсы перед ее остановкой осуществляется в функции времени t (отсчитываемого с момента начала торможения) по степенному закону, например, вида (все параметры для указанного случая далее обозначены нижним индексом "3"):

$$v_3 = v_{зад}(2 - e^{k_3 t}), \quad (18)$$

где k_3 – коэффициент пропорциональности.

Исходя из того, что при $t = \Delta t_{т3}$ скорость v_3 движения траверсы должна быть равна v_{min}, на основании зависимости (18) находим

$$k_3 = \frac{1}{\Delta t_{т3}} \ln(2 - v_{min}/v_{зад}). \quad (19)$$

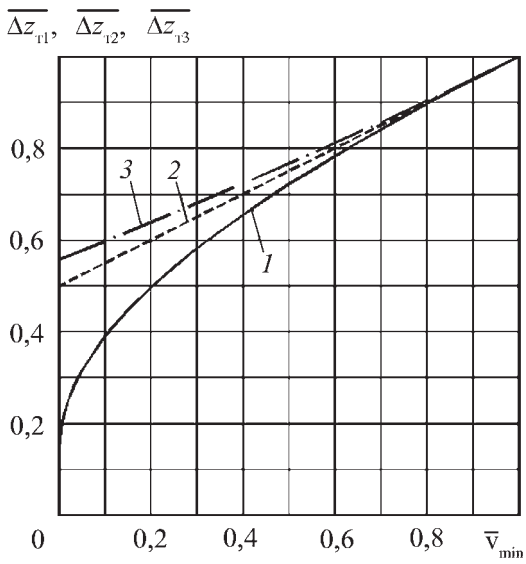


Рис. 1. Зависимости $\overline{\Delta z_{т1}}$ (*1*), $\overline{\Delta z_{т2}}$ (*2*) и $\overline{\Delta z_{т3}}$ (*3*) от $\bar{v}_{min}$

С учетом выражения (19) зависимость (18) принимает вид

$$v_3 = v_{зад}\,[2-(2-v_{min}/v_{зад})^{t/\Delta t_{т3}}] \qquad (20)$$

или в безразмерном виде

$$\bar{v}_3 = 2-(2-\bar{v}_{min})^{\bar{t}_3}. \qquad (21)$$

Путь торможения траверсы для рассматриваемого случая составляет

$$\Delta z_{т\,3} = \int_0^{\Delta t_{т3}} v_3\,dt = \left[2-\frac{1-v_{min}/v_{зад}}{\ln(2-v_{min}/v_{зад})}\right] v_{зад}\,\Delta t_{т\,3} \qquad (22)$$

или при использовании безразмерной формы записи

$$\overline{\Delta z_{т\,3}} = 2-\frac{1-\bar{v}_{min}}{\ln(2-\bar{v}_{min})}, \qquad (23)$$

а координата $z_{н.т\,3}$ начала торможения траверсы определяется выражением

$$z_{н.т\,3} = z_{зад} - \delta_{погр} - \left[2-\frac{1-v_{min}/v_{зад}}{\ln(2-v_{min}/v_{зад})}\right] v_{зад}\,\Delta t_{т\,3}. \qquad (24)$$

Согласно результатам расчетов, выполненных с использованием формул (16) и (23), при прочих равных условиях: $\overline{\Delta z_{т\,3}} > \overline{\Delta z_{т\,2}}$ (за исключением не представляющего практический интерес случая $\bar{v}_{min} = 1$, когда $\overline{\Delta z_{т\,3}} = \overline{\Delta z_{т\,2}} = 1$) и расхождение указанных величин возрастает с уменьшением $\bar{v}_{min}$, достигая максимального значения при $\bar{v}_{min} = 0$ (при этом $\overline{\Delta z_{т\,3}}/\overline{\Delta z_{т\,2}} = 1{,}1146$) (см. рис. 1).

Однако если при снижении скорости движения траверсы пресса по закону (13) ускорение $a_2 = dv_2/dt$ траверсы является постоянным и составляет

$$a_2 = (v_{min} - v_{зад})/\Delta t_{т\,2}, \qquad (25)$$

то при снижении скорости движения траверсы по закону (18) ускорение $a_3 = dv_3/dt$ траверсы является переменным

$$a_3 = -\frac{v_{зад}}{\Delta t_{т\,3}}(2-v_{min}/v_{зад})^{t/\Delta t_{т3}}\ln(2-v_{min}/v_{зад}), \qquad (26)$$

увеличивается по абсолютной величине с течением времени (за исключением случая $\bar{v}_{min} = 1$) и достигает своего максимального по модулю значения $a_{3\,max}$ при $t = \Delta t_{т\,3}$:

$$a_{3\,max} = -\frac{v_{зад}}{\Delta t_{т\,3}}(2-v_{min}/v_{зад})\ln(2-v_{min}/v_{зад}). \qquad (27)$$

При $\Delta t_{т\,2} = \Delta t_{т\,3} = \Delta t_т$ отношение

$$\frac{a_{3\,max}}{a_2} = \frac{(2-\bar{v}_{min})\ln(2-\bar{v}_{min})}{(1-\bar{v}_{min})} \qquad (28)$$

возрастает с уменьшением $\bar{v}_{min}$ и имеет максимальное значение при $\bar{v}_{min} = 0$ (при этом $a_{3\,max}/a_2 = 1{,}3863$) (рис. 3).

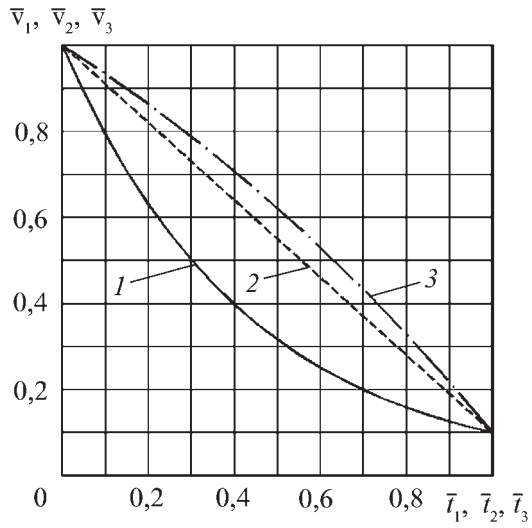


Рис. 2. Зависимости $\bar{v}_1(\bar{t}_1)$ (*1*), $\bar{v}_2(\bar{t}_2)$ (*2*) и $\bar{v}_3(\bar{t}_3)$ (*3*) при $\bar{v}_{min} = 0{,}1$

При снижении скорости движения траверсы по закону (2) ускорение $a_1 = dv_1/dt$ траверсы также является переменным

$$a_1 = \frac{v_{зад}}{\Delta t_{т\,1}}(v_{min}/v_{зад})^{t/\Delta t_{т1}}\ln(v_{min}/v_{зад}), \qquad (29)$$

но уменьшается по абсолютной величине с течением времени (за исключением случая $\bar{v}_{min} = 1$) и имеет максимальное по модулю значение $a_{1\,max}$ при $t = 0$:

$$a_{1\,max} = \frac{v_{зад}}{\Delta t_{т\,1}}\ln(v_{min}/v_{зад}). \qquad (30)$$

Принимая $a_{1\,max} = a_2 = a_{3\,max} = a_{пр}$ ($a_{пр} < 0$), находим предельные (минимально допустимые из условия исключения гидравлических ударов в процессе торможения траверсы) значения времени торможения:

$$\Delta t_{т\,1пр} = \frac{v_{зад}}{a_{пр}}\ln(v_{min}/v_{зад}); \qquad (31)$$

$$\Delta t_{т\,2пр} = (v_{min} - v_{зад})/a_{пр}; \qquad (32)$$

$$\Delta t_{т\,3пр} = -\frac{v_{зад}}{a_{пр}}(2-v_{min}/v_{зад})\ln(2-v_{min}/v_{зад}). \qquad (33)$$

Выражение для вычисления отношения $\Delta t_{т\,3пр}/\Delta t_{т\,2пр}$ полностью совпадает с правой частью соотношения (28) и график зависимости $\Delta t_{т\,3пр}/\Delta t_{т\,2пр}$ от $\bar{v}_{min}$ имеет вид, показанный на рис. 3.

При $\Delta t_{т\,1} = \Delta t_{т\,1пр}$, $\Delta t_{т\,2} = \Delta t_{т\,2пр}$ и $\Delta t_{т\,3} = \Delta t_{т\,3пр}$ сопоставим соответствующие значения $t_{р.х\,1пр}$, $t_{р.х\,2пр}$ и $t_{р.х\,3пр}$ полного времени рабочего хода для рассматриваемых случаев (в предположении, что $z_{н.р.х} < z_{н.т\,1}|_{\Delta t_{т1} = \Delta t_{т1пр}}$). С учетом выражений (10), (31), (17), (32), (24) и (33) находим:

$$t_{р.х\,1пр} = (z_{н.т\,1}|_{\Delta t_{т1} = \Delta t_{т1пр}} - z_{н.р.х})/v_{зад} + \Delta t_{т\,1пр} = \\ = t_{р.х\,min} - \frac{v_{зад}}{a_{пр}}A_1; \qquad (34)$$

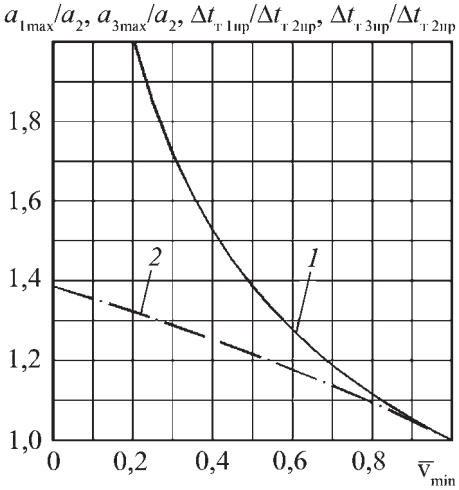


Рис. 3. Зависимости a_{1max}/a_2 (*1*), a_{3max}/a_2 (*2*) при $\Delta t_{т\,1} = \Delta t_{т\,2} = \Delta t_{т\,3}$ и $\Delta t_{т\,1пр}/\Delta t_{т\,2пр}$ (*1*), $\Delta t_{т\,3пр}/\Delta t_{т\,2пр}$ (*2*) при $a_{1max} = a_2 = a_{3max} = a_{пр}$ от $\bar{v}_{min}$

$$t_{р.х\,2пр} = (z_{н.т2}|_{\Delta t_{т2}=\Delta t_{т2пр}} - z_{н.р.х})/v_{зад} + \Delta t_{т\,2пр} = t_{р.х\,min} - \frac{v_{зад}}{a_{пр}} A_2; \quad (35)$$

$$t_{р.х\,3пр} = (z_{н.т3}|_{\Delta t_{т3}=\Delta t_{т3пр}} - z_{н.р.х})/v_{зад} + \Delta t_{т\,3пр} = t_{р.х\,min} - \frac{v_{зад}}{a_{пр}} A_3, \quad (36)$$

где $t_{р.х\,min} = (z_{зад} - \delta_{погр} - z_{н.р.х})/v_{зад}$; $A_1 = \bar{v}_{min} - 1 - \ln\bar{v}_{min}$; $A_2 = (1-\bar{v}_{min})^2/2$; $A_3 = (2-\bar{v}_{min})[1-\bar{v}_{min} - \ln(2-\bar{v}_{min})]$.

При любом значении $\bar{v}_{min}$ из интервала (0, 1): $t_{р.х\,2пр} < t_{р.х\,3пр} < t_{р.х\,1пр}$ (рис. 4).

Таким образом, с учетом ограничения на абсолютную величину ускорения траверсы в процессе ее торможения при подходе к требуемому положению наиболее рациональным является обеспечение снижения скорости движения траверсы по линейному закону в функции времени.

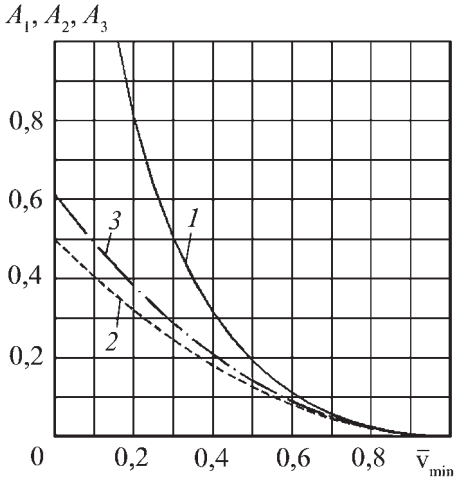


Рис. 4. Зависимости безразмерных коэффициентов A_1 (*1*), A_2 (*2*) и A_3 (*3*) от $\bar{v}_{min}$

Результаты выполненного исследования применены при разработке алгоритма управления гидравлическим ковочным прессом с номинальной силой 30 МН, выпущенным на УралМашзаводе (заводской номер № 1-4657.00), модернизация электрогидравлической системы управления которого в 2011 г. проведена ООО "Уральский инжиниринговый центр" в кузнечно-прессовом цехе ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА".

Выводы

1. При фиксированном времени торможения подвижной траверсы пресса перед ее остановкой в заданном положении время выполнения технологической операции (рабочего или возвратного хода) минимально при снижении скорости движения траверсы по степенному закону (20) в функции времени.

2. При наличии ограничения на абсолютную величину ускорения траверсы в процессе ее торможения при подходе к заданному положению наиболее рациональным является обеспечение снижения скорости движения траверсы по линейному закону (13) в функции времени.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белов А.Ф., Розанов Б.В., Линц В.П.** Объемная штамповка на гидравлических прессах. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1986. 240 с.

2. **Ковка-Автомат:** свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2002610934 / В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, А.А. Батурин, А.А. Досин, М.Е. Гойдо. 2002.

3. **Ульянов В.В., Прозоров Л.В.** Выбор точек упреждения на пути движения траверсы ковочного пресса // Тяжелое машиностроение. 1990. № 2. С. 25–27.

4. **Бодров В.В., Багаутдинов Р.М., Батурин А.А., Гойдо М.Е.** Опыт модернизации гидроприводов и систем управления прессов // Состояние, проблемы и перспективы развития кузнечно-прессового машиностроения, кузнечно-штамповочного производства и обработки материалов давлением – основы машиностроительного комплекса и национальной безопасности России: сб. докладов и материалов VIII Конгресса "Кузнец–2008". Рязань: ОАО "Тяжпрессмаш", 2008. С. 168–175.

Максим Ефимович Гойдо, канд. техн. наук,
goido@cheltec.ru;
Валерий Владимирович Бодров, канд. техн. наук;
Рамиль Мерсеитович Багаутдинов;
Александр Алексеевич Батурин, канд. техн. наук

УДК 621.735.32

А.Д. Хван, Д.В. Хван *(Воронежский государственный технический университет)*

Пластическая осадка длинномерных цилиндрических заготовок

Рассмотрен процесс пластической осадки длинномерных цилиндрических заготовок, длина которых превышает диаметры. Для предотвращения изгиба заготовки предложено деформировать их в специальном штампе поддерживающими элементами. Для оценки степени неоднородности деформирования введена функция, определяющая отношение суммарных поверхностей деформированных и исходных заготовок. Представлены опытные данные, подтверждающие возможность реакции осадки длинномерных заготовок в условиях линейного напряженного состояния до больших степеней деформации.

Ключевые слова: осадка; длинномерная заготовка; линейное напряженное состояние; относительная деформация; суммарная поверхность; штамп; поддерживающий элемент.

Plastic upsetting process of the long-length cylindrical preparations which length exceeds diameters is considered. For prevention of bend of preparation it is offered to deform them in special stamp by supporting elements. For estimation of degree of heterogeneity of deformation the function defining the relation of total surfaces of deformed and initial preparations is entered. The skilled data confirming possibility of upsetting reaction of long-length preparations in the conditions of linear tension to the big degrees of deformation are presented.

Keywords: upsetting; long-length preparation; linear tension; relative deformation; total surface; stamp; supporting element.

В обработке металлов давлением процесс осадки применяют главным образом к цилиндрическим заготовкам ($\alpha_0 = h_0/d_0 < 2$, где h_0, d_0 – исходные высота и диаметр заготовки соответственно) для получения поковок в форме диска. Однако на практике нередко возникает необходимость использования данного процесса для деформирования длинномерных заготовок с $\alpha_0 > 2$, например, для увеличения диаметра заготовки.

По данным работы [1], для аустенитной стали 40Х4Г18Ф (с исходными пределом текучести $\sigma_{0,2} = 420$ МПа, пределом прочности $\sigma_в = 920$ МПа и относительным удлинением $\delta = 54$ %) комплексным упрочнением (старение при 650 °С и последующая холодная пластическая деформация $\varepsilon = 20$ %) удалось получить более высокие механические характеристики: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_в = 1350$ МПа, $\delta = 20$ %. Предел текучести при указанной обработке увеличился по сравнению с исходным его значением в ~2,6 раза с сохранением при этом достаточной пластичности.

В работе [2] предложен метод равномерной осадки в качестве операции для исправления уже образовавшейся разнозернистой структуры в заготовке, полученной свободной ковкой. Для этого рекомендуется заготовку подвергнуть осадке на прессе до деформации, превышающей критическую, обусловливающую интенсивный рост зерен в ней [3]. Отмечено также, что однородную деформацию, нужную для получения равномерной мелкозернистой структуры по всему объему осаживаемой заготовки, можно получить лишь при значительной высоте последней ($\alpha_0 > 3$).

Таким образом, представленные данные подтверждают необходимость расширения процесса осадки применительно к указанным заготовкам.

Для реализации пластической осадки заготовок наиболее важным является наличие соответствующей технологической оснастки – штампа. В связи с этим разработанные конструкции штампов [4–6] необходимо усовершенствовать для применения их в производственных условиях. Важным также является экспериментальное обоснование возможности реализации процесса осадки длинномерных цилиндрических заготовок, поэтому в статье представлены опытные данные результатов испытаний указанных заготовок. Были пластически осажены цилиндрические заготовки с $d_0 = 16{,}5$ мм, $R_0 = 135$ мм ($\alpha_0 = 8{,}2$) из стали 35 на изготовленной в соответствии с представленной в [5] конструкции штампа.

На рис. 1 приведены недеформированная и осаженные соответственно до относительных деформаций ε~20 и ~33 % заготовки. Результаты измерения диаметров по всей высоте деформированных заготовок показали, что прямолинейная цилиндрическая форма (с отклонениями менее 2 %) заготовки осталась неизменной.

Для оценки степени неравномерности деформаций при осадке длинномерных цилиндров можно, как и при сжатии коротких заготовок [6], использовать параметр, характеризующий изменение суммарной исходной поверхности последних

$$S_0 = \pi d_0\left(\frac{d_0}{2} + h_0\right), \qquad (1)$$

а в деформированном в условиях одноосного напряженного состояния

$$S = \pi d\left(\frac{d}{2} + h\right), \qquad (2)$$

где d, h – диаметр и длина деформированной заготовки соответственно.

В последнем соотношении на основе определения относительной деформации ε при сжатии и условия пластической несжимаемости материала размеры осаженной заготовки можно находить по соотношениям:

$$h = h_0(1-\varepsilon);\ d = d_0\sqrt{1/(1-\varepsilon)}. \qquad (3)$$

Рис. 1. Недеформированная и осаженные соответственно до относительных деформаций ε~20 и ~33 % заготовки

Тогда с учетом этих выражений отношение поверхностей деформированной (2) и исходной (1) заготовки запишется в виде функции

$$\beta = \frac{S}{S_0} = \tag{4}$$
$$= [d_0 + 2h_0\sqrt{(1-\varepsilon)^3}]/(d_0 + 2h_0)(1+\varepsilon),$$

или с учетом коэффициента $\alpha_0 = h_0/d_0$

$$\beta = \frac{S}{S_0} = [1 + 2\alpha_0\sqrt{(1-\varepsilon)^3}]/(1 + 2\alpha_0)(1+\varepsilon). \tag{5}$$

При $\varepsilon = 0$ из выражений (4) и (5) следует, что $S = S_0$.

Таким образом, сопоставляя расчетные и опытные значения функции β, можно реально оценить степень неоднородности деформированного состояния в пластически осаживаемой заготовке.

На рис. 2 представлены расчетные графики изменения функции β в зависимости от относительной деформации ε для трех значений $\alpha_0 > 1$. С увеличением степени деформации ε до некоторого ее значения $\varepsilon_{экс}$ происходит уменьшение суммарной поверхности деформируемой заготовки. Достигнув определенного минимального значения, эта поверхность начинает увеличиваться, и при деформациях $\varepsilon > \varepsilon_{экс}$ она стремится к бесконечности. С увеличением коэффициента α_0 интенсивность уменьшения суммарной поверхности возрастает. Деформацию $\varepsilon_{экс}$ можно определить из условия экстремума функции (4)

$$\frac{d}{d\varepsilon}\beta(\varepsilon) = 0.$$

Подставив в это соотношение выражение (5), получим

$$\varepsilon_{экс} = 1 - \sqrt[3]{1/\alpha_0^2}. \tag{6}$$

Для исследованных случаев при $\alpha_0 = 5$; 10 и 15 из (6) величина $\varepsilon_{экс} = 0{,}658$; 0,785 и 0,836 соответственно.

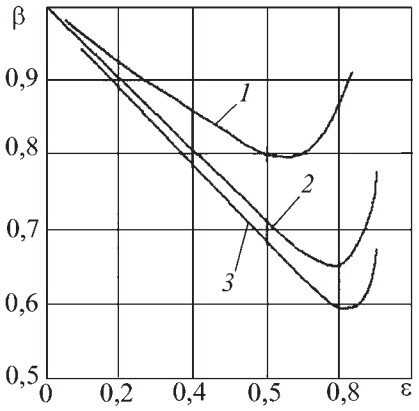


Рис. 2. Расчетные графики изменения функции β в зависимости от относительной деформации ε при различных значениях α_0: *1* – 5; *2* – 10; *3* – 15

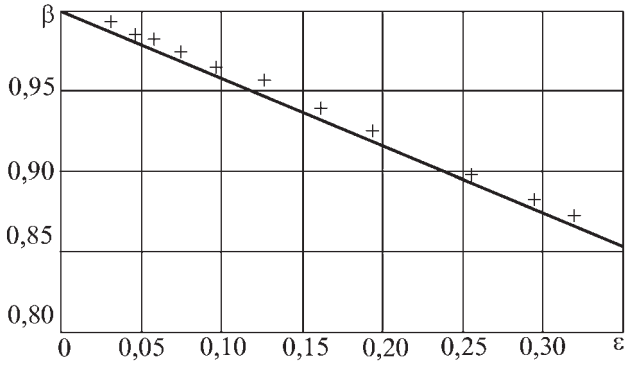


Рис. 3. Расчетные (–) и экспериментальные (+) значения функции β в зависимости от относительной деформации ε

Для заготовки с $\alpha_0 = 1$ и $\varepsilon = \varepsilon_{экс}$ будет соответствовать моменту осадки заготовки, когда $\alpha_0 = h/d = 1$, так как полученное из выражений (3) соотношение

$$\alpha = \alpha_0\sqrt[3]{(1-\varepsilon)^2}$$

переходит при $\alpha = 1$ и $\varepsilon = \varepsilon_{экс}$ в выражение (6).

Приведенные в работе [7] данные свидетельствуют, что при $\alpha > 1$ интенсивность уменьшения боковой цилиндрической поверхности осаживаемой заготовки превышает интенсивность увеличения ее торцевых поверхностей, поэтому суммарная поверхность заготовки S будет монотонно уменьшаться. При достижении степени осадки значения $\varepsilon_{экс}$, при котором $\alpha = 1$, интенсивности изменения указанных поверхностей становятся одинаковыми. В случае дальнейшего увеличения деформации осадки ($\varepsilon > \varepsilon_{экс}$) коэффициент α становится меньше единицы, а интенсивность возрастания торцевых поверхностей – больше интенсивности уменьшения ее боковой поверхности, что приводит к росту S. В пределе, когда $\varepsilon \to 1$, $S \to \infty$. Таким образом, рассмотренные данные представляют собой реальное проявление свойств функции (5).

Для оценки степени неоднородности деформированного состояния в осаживаемой заготовке были определены опытные значения функции β, которые рассчитывали по формуле

$$\beta = d(d + 2h)/d_0(d_0 + 2h_0). \tag{7}$$

На рис. 3 приведены расчетные (5) и экспериментальные значения функции β в зависимости от деформации ε.

Результаты сопоставления указанных данных позволяют сделать заключение о высокой точности реализации в деформируемой заготовке однородного одноосного напряженного состояния, являющегося необходимым условием сохранения формы прямого цилиндра в осаживаемой заготовке.

Таким образом, приведенные опытные данные свидетельствуют о возможности реализации пластической осадки длинномерных цилиндрических заготовок до больших степеней деформации в промышленных условиях при наличии соответствующей технологической оснастки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М. и др.** Влияние предварительной холодной деформации на цементацию стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1971. № 12. С. 22–26.

2. **Дзугутов М.Я.** Пластическая деформация высокопрочных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1977. 480 с.

3. **Горелик С.С.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1967. 402 с.

4. **Хван Д.В., Пешков Е.В.** Штамп для осадки длинномерных заготовок // Кузнечно-штамповочное производство. 1993. № 2. С. 27–29.

5. **А.с. 1726167 СССР, МКИ G 01 N 3/08.** Устройство для пластического сжатия длинномерных деталей / Д.В. Хван и др. № 4797073; заявл. 28.02.90; опубл. 15.02.92. Бюл. № 34.

6. **Хван Д.В.** Штамп для осадки длинномерных цилиндрических заготовок // Технология и организация производства. 1991. № 4. С. 28–30.

7. **Охрименко Я.М., Тюрин В.А.** Теория процессов ковки. М.: Высшая школа, 1977. 295 с.

Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук;
Дмитрий Владимирович Хван, д-р техн. наук,
tpm@vorstu.ru

УДК 539.3

А.П. Поляков *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

О модели пористого материала, учитывающей полидисперсность порошка*

Для модели пластически сжимаемой пористой среды рассмотрены определяющие соотношения, позволяющие за счет выбора коэффициентов учесть влияние полидисперсности порошка на уплотняемость. По результатам математического моделирования процесса изостатического прессования пористой заготовки из полидисперсного порошка показано, что в качестве параметра, характеризующего влияние степени полидисперсности на плотность заготовки, может быть принят коэффициент вариации.

Ключевые слова: порошок; прессование; полидисперсность; коэффициент вариации; уплотняемость.

For model plastically compressible material defining relationships that allowing at the expense of choice of factors to consider influence of powder polydispersion on compactibility are considered. According to results of mathematical modeling of isostatic pressing process of porous billet from polydisperse powder, it is shown that as parameter characterizing influence of polydispersion degree on billet density the variation factor can be accepted.

Keywords: powder; pressing; polydispersity; variation factor; compressibility.

При решении краевых задач механики обработки давлением некомпактных материалов необходимо учитывать необратимые деформации объемного сжатия. Учет изменения геометрии частиц и пор в процессе деформирования является во многом определяющим точность моделирования процессов формоизменения пористого материала и влияет на величину соответствующих пределов текучести на сжатие σ_s^* и сдвиг τ_s^*.

Известные зависимости для σ_s^* и τ_s^*, как правило, получены на простых геометрических моделях для частиц и пор сферической или цилиндрической формы, не меняющейся в процессе деформирования (см. обзор в [1]). Однако от сочетания форм и размеров частиц и пор могут существенно зависеть энергосиловые параметры процессов пластической деформации некомпактных материалов или плотность заготовки, достигаемая при фиксированном значении давления прессования.

Последнее обстоятельство является очень важным, поскольку, например, степень уплотнения заготовок из порошков на основе железа при давлениях 400 и 700 МПа непосредственно влияет на физико-механические свойства спеченных материалов. При спекании их уплотнение, как правило, очень невелико [2]. В частности, для брикетов из порошков на основе железа, полученных прессованием в закрытой пресс-форме, усадка при спекании составила 2...3 % [3], для брикетов, полученных изостатическим прессованием, – от 2 до 5...6 % (в зависимости от дисперсности) [4].

В работах [1, 5] на основе методологии структурно-феноменологического подхода рассмотрена модель пластически сжимаемой пористой среды, учитывающая различную геометрию пор и ее изменение в процессе деформирования. Указанный подход аналогичен рассматриваемому в работе [6], основанному на представлении пористого тела в виде компактного материала с концентраторами напряжений в зонах контакта "частица–пора". В результате получены следующие зависимости:

$$\sigma_s^* = -(2/\sqrt{3})K_2\tau_s \ln(\eta/\theta); \ \tau_s^* = \tau_s(1-K_1\theta^{\zeta}), \quad (1)$$

* Работа частично выполнена в рамках междисциплинарного проекта УрО РАН № 12-М-13-2028.

где K_1, K_2, η, ζ – параметры, характеризующие геометрию дефектов (пор); τ_s – предел текучести компактного материала; θ – пористость.

Модель была применена для исследования влияния геометрии порового пространства на пределы текучести σ_s^* и τ_s^*, для чего осуществлено математическое моделирование процесса прессования пористого материала с порами различной формы (сферические, октаэдрические, цилиндрические, в виде эллипсоида вращения) в цилиндрической пресс-форме. Показано, что форма пор и ее эволюция в процессе деформирования могут существенно влиять на энергосиловые параметры и остаточную пористость [7].

Модель [1, 5] в целом количественно и качественно верно описывает процессы деформирования некомпактных материалов, что подтверждается результатами решения прикладных задач, таких как прессование в закрытой пресс-форме, выдавливание, динамическое прессование [5, 7, 8]. Однако она не учитывает размер и сложную форму частиц, степень полидисперсности исходной смеси, что в ряде случаев, особенно при различии размеров частиц порошка на порядок и более, может привести к ошибке при определении давления прессования и остаточной пористости.

Анализ литературных данных показал следующее. Уплотняемость порошков существенно зависит от пластичности исходного порошкового материала, а также от формы и размера частиц [2]. Как правило, уплотняемость тем больше, чем крупнее частицы порошка и чем более правильной формой они обладают [2]. Указанные рассуждения справедливы прежде всего для порошков из монофракций с частицами достаточно правильной формы. На практике форма частиц может быть достаточно сложной, они могут значительно отличаться по размеру [2]. Тогда в первом приближении можно говорить о среднем размере частиц и параметрах, характеризующих их форму [2]. Однако данные о поведении порошков с различным средним размером частиц достаточно противоречивы, из-за сложности реальных систем частиц формы рекомендации по их оптимальному фракционному составу резко различаются. К тому же они, как правило, относятся к решению задачи о достижении максимальной плотности упаковки. Поэтому при рассмотрении взаимосвязи между дисперсностью порошков и свойствами прессуемых изделий целесообразно рассматривать не средний размер частиц, а характер их распределения по размерам [4].

При математическом моделировании процесса формования полидисперсной смеси необходимо учитывать, что варьирование геометрией пор обычно осуществляется с использованием модели представительного объема, содержащего частицу с порой. Так, в [7] для описания различной геометрии пор использованы коэффициенты K_1, K_2 в формулах (1). Если рассматривать сочетание частиц различных размеров и формы с учетом случайного характера упаковки, задача становится практически неразрешимой.

Поэтому логично применить подход, рассмотренный, например, в [9], учитывая несовершенство поровой структуры путем введения феноменологических поправочных коэффициентов. Для оценки влияния степени полидисперсности порошка на уплотняемость используем параметр η в формулах (1). В качестве характеристики полидисперсности выбран коэффициент вариации ν или степень полидисперсности по терминологии [4] (важной характеристикой дисперсности является также угол внутреннего трения, но он в основном характеризует влияние абсолютного размера частиц на уплотняемость [2, 4]).

Одно и то же значение коэффициента вариации может соответствовать порошкам с различным соотношением размеров и массовой доли фракций. В данном случае ν следует рассматривать в качестве некоторой обобщенной характеристики полидисперсности с учетом реально сложившейся практики подготовки исходных смесей.

Используем экспериментальные данные работы [4] по изостатическому прессованию полидисперсных железных порошков. Порошок, полученный восстановлением железной окалины, представляет собой полидисперсный материал непрерывного спектра размеров частиц от 5...10 до 300 мкм. Распределение частиц по фракциям, выделенным стандартным ситовым методом, позволяет считать порошок состоящим из трех основных фракций с относительными размерами частиц 1,00; 0,40 и 0,09 в пропорциях примерно 25:45:30. Дисперсность порошка изменяли добавлением к нему высокодисперсного порошка железа с частицами относительного размера 0,006.

Приведем дисперсионные характеристики порошков и их плотность после прессования. Среднегеометрическое значение диаметра частиц $\bar{d}_г$ [4]:

$$\bar{d}_г = \sqrt{d_{\min} d_{\max}}. \qquad (2)$$

Дополнительно выполнен расчет среднего диаметра частиц по правилу смесей:

$$\bar{d}_с = \left(\sum_{i=1}^{n} m_i d_i \Big/ \sum_{i=1}^{n} m_i \right), \qquad (3)$$

где m_i, d_i – массовая доля и средний диаметр i-й фракции; n – число фракций.

Среднее квадратическое отклонение s рассчитывали по формуле

$$s = \sqrt{\sum_{i=1}^{n} m_i (d_i - \bar{d})^2 \Big/ \sum_{i=1}^{n} m_i}, \qquad (4)$$

где $\bar{d} = \bar{d}_г$ либо $\bar{d} = \bar{d}_с$.

Данные представлены в табл. 1.

Более точные значения среднего диаметра можно получить, используя кривые распределения частиц по

1. Состав и дисперсионные характеристики порошков

Порошок	Содержание фракций, %, при относительном размере частиц фракций				Средний диаметр, мкм		$\nu = s/\bar{d}$ для	
	1	0,401	0,090	0,006	$\bar{d}_г$	$\bar{d}_с$	$\bar{d}_г$	$\bar{d}_с$
П1	25	45	30	–	72	76,24	0,611	0,743
П2	20	30	25	25	54	51,63	0,850	1,054
П3	15	20	15	50	36	41,12	1,390	1,419
П4	5	10	10	75	18	17,27	2,100	2,288

2. Результаты прессования порошков

Порошок	ρ, г/см^3			$\rho_{отн}$, %			θ, %		
	при p, МПа								
	400	700	1000	400	700	1000	400	700	1000
П1	5,46	5,88	6,49	69,33	74,65	82,40	30,67	25,35	17,60
П2	5,80	6,35	6,68	73,64	80,63	84,81	26,36	19,37	15,19
П3	6,04	6,66	6,74	76,69	83,56	85,57	23,31	16,44	14,43
П4	6,33	6,70	7,01	80,37	85,07	89,00	19,63	14,93	11,00

размерам. Однако поскольку оценка влияния степени полидисперсности на уплотняемость посредством коэффициента вариации может быть только приближенной, на данном этапе исследований ограничимся данными по $\bar{d}_г$ и $\bar{d}_с$.

В табл. 2 приведены данные работы [4] по плотности порошков ρ при различных давлениях прессования p, а также значения относительной плотности $\rho_{отн} = \rho/\rho_к$ ($\rho_к$ = 7,876 г/см^3 – плотность компакта) и пористости.

Из табл. 1, 2 следует, что плотность порошковых заготовок повышается с уменьшением среднего диаметра частиц при одновременном увеличении степени полидисперсности. При этом в зависимости от давления прессования различие в плотности заготовок может достигать 10...15 %. Как отмечено выше, несмотря на противоречивость данных о поведении порошков с различным средним размером частиц обычно с увеличением среднего диаметра увеличивается и плотность. В частности, это подтверждается данными работы [2] по одноосному (в закрытой пресс-форме) и изостатическому прессованию металлических порошков и работ [10, 11], в которых приведены данные по одноосному прессованию железных монодисперсных порошков: с размером частиц 40...260 мкм в [10], 23...120 нм, а также 1 и 4 мкм в [12].

На рис. 1 приведены данные работы [10] (зависимости построены по экспериментальным данным, обозначенным маркерами). В диапазоне изменения среднего диаметра частиц 40...80 мкм, что примерно соответствует переходу от порошка П1 к порошку П3, с увеличением $\bar{d}$ повышается и плотность (хотя и незначительно, до 1,5...2,0 %).

Таким образом, характер зависимости плотности от среднего диаметра частиц в табл. 2 обусловлен тем обстоятельством, что наиболее способны к уплотнению составы, которые вследствие совокупности дисперсионно-реологических свойств обладают наиболее благоприятной структурно-пространственной упаковкой [4], которую в первом приближении можно охарактеризовать степенью полидисперсности (коэффициентом вариации ν).

Для оценки влияния степени полидисперсности на уплотняемость порошка предположим, что зависимость плотности от диаметра частиц для монодисперсных порошков с такими же значениями среднего диаметра, что и у порошков П1–П4, подчиняется закономерностям, отмеченным в работах [2, 10, 11].

Примем цилиндрическое условие текучести пористых тел [1], позволяющее раздельно оценить эффекты сдвига и необратимого объемного сжатия. Применение данного условия текучести к решению задач квазистатического и динамического прессования пористых заготовок в закрытой пресс-форме показало удовлетворительное совпадение результатов по энергосиловым параметрам и остаточной пористости с данными эксперимента и с решениями, полученными с использованием эллиптического условия текучести [1, 7, 12, 13]. Формула для расчета давления изостатического прессования имеет вид:

$$p/\tau_s = (2/\sqrt{3})[K_2 \ln(\eta/\theta)]. \quad (5)$$

Формула (5) совпадает с выражением, предложенным в работе [14], если принять $K_2 = 1$, $\eta = 1$. К аналогичному выражению приводит также формула Хекеля [4] (в этом случае $\ln \eta$ есть функция насыпного объема

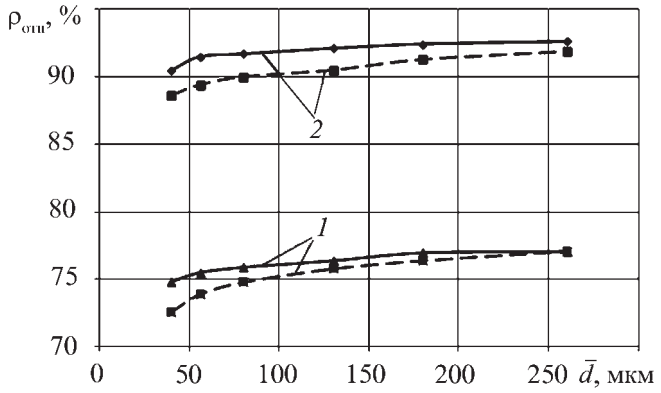


Рис. 1. Зависимость относительной плотности железных порошков от диаметра частиц при различных давлениях прессования [11]:
1 – 300 МПа; *2* – 800 МПа; – – – – порошок ПРЖФ; —— – ПЖР3

порошка, зависящего от размера и способа укладки частиц).

Из (5) получаем выражение для η:

$$\eta = \theta / \exp[-(p/\tau_s)(\sqrt{3}/2K_2)]. \qquad (6)$$

Тогда плотность (пористость) полидисперсного порошка определяется через плотность (пористость) монодисперсного с таким же средним диаметром частиц по формулам (индекс "м" относится к значениям при η = 1, что соответствует условному монодисперсному порошку с коэффициентом вариации ν = 0):

$$\theta = \eta\theta_м; \ \rho = \rho_м(1-\eta\theta_м)/(1-\theta_м). \qquad (7)$$

Значения $\theta_м$ и $\rho_м$ неизвестны. Определить их можно следующим образом. В соответствии с формулами (7) осуществим линейную аппроксимацию данных по плотности (пористости) из табл. 2 (использован метод наименьших квадратов). Учитывая, что при ν = 0 должно быть η = 1 по полученным зависимостям ρ = = ρ(ν) или θ = θ(ν) определим значения $\theta_м$ и/или $\rho_м$. Полагая, что зависимость η = η(ν) может быть аппроксимирована гладкой кривой и учитывая граничное условие: η = 1 при ν = 0, получаем, что к наилучшему результату (с коэффициентом детерминации 0,96) приводит следующая формула:

$$\eta(\nu) = \exp(a\nu), \qquad (8)$$

где *a* – коэффициент аппроксимации.

По данным [10], изменение плотности монодисперсных порошков в зависимости от среднего диаметра частиц 40...80 мкм не превышает 1...1,5 %, поэтому для оценки влияния параметра ν на данном этапе исследований плотность в рассматриваемом диапазоне изменения диаметра частиц можно принять постоянной (см. рис. 1).

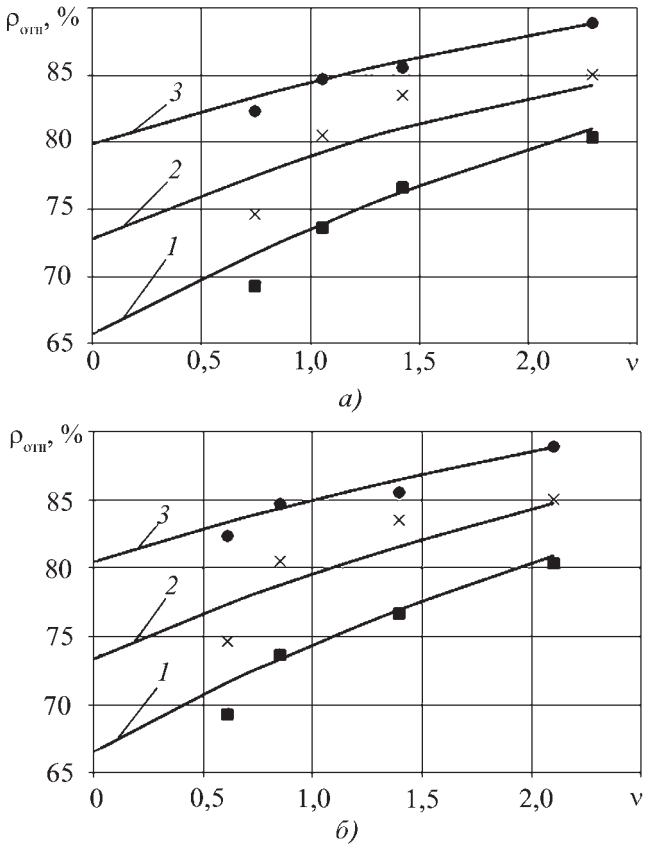


Рис. 2. Зависимость плотности $\rho_{отн}$ от степени полидисперсности ν при различных давлениях прессования:
а – $\nu = \nu(\bar{d}_г)$; *б* – $\nu = \nu(\bar{d}_с)$; *1* – 400 МПа; *2* – 700 МПа; *3* – 1000 МПа = – расчет; ■, ×, ● – эксперимент

Расчеты выполнены для значений ν, определенных двумя способами: по среднему диаметру частиц $\bar{d}_г$ и диаметру $\bar{d}_с$ (см. табл. 1). На рис. 2 приведены результаты расчета по формулам (7), (8) и экспериментальные значения плотностей порошков П1–П4 при различных давлениях.

Аппроксимация по формуле (8) приводит к следующим значениям параметра *a*: *a* = –0,258 для $\bar{d} = \bar{d}_с$ и *a* = –0,267 для $\bar{d} = \bar{d}_г$. Расхождение расчетных и экспериментальных данных при различных значениях $\bar{d}$ достаточно мало. Количественно это иллюстрирует рис. 3, где показано отношение плотности, полученной экспериментально $\rho_э$ к плотности $\rho_р$, рассчитанной по формулам (7), (8). Из рис. 3 следует, что расхождение расчетных и экспериментальных данных не превышает 3,5...4,0 %.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования в определяющих уравнениях коэффициента вариации в качестве характеристики влияния степени полидисперсности пористого материала на процесс уплотнения. Указанный параметр можно легко определить с помощью данных, получаемых непосредственно при подготовке исходной по-

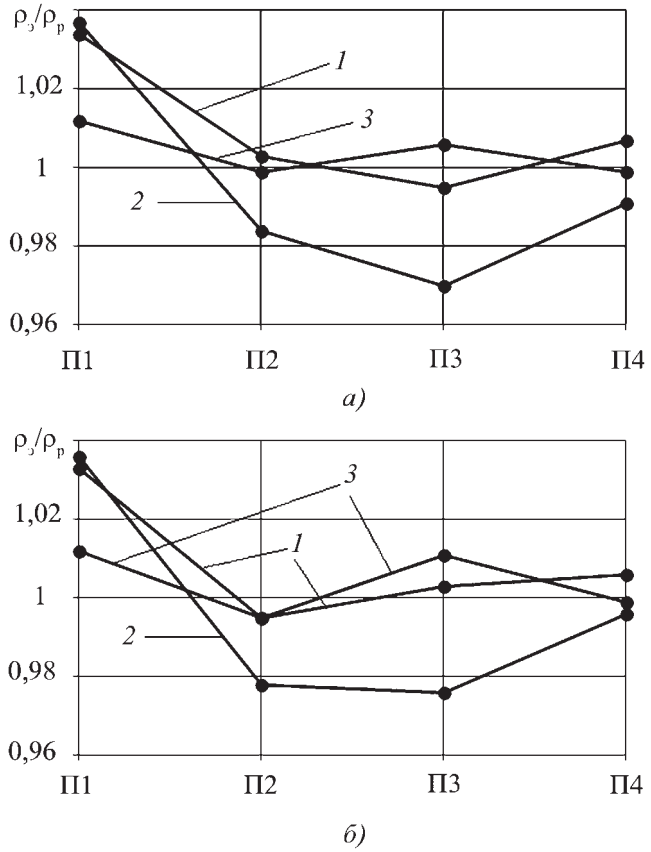


Рис. 3. Отношение $\rho_э/\rho_р$ для порошков П1–П4 при различных давлениях прессования:
а – $\nu = \nu(\bar{d}_г)$; *б* – $\nu = \nu(\bar{d}_с)$; *1* – 400 МПа; *2* – 700 МПа; *3* – 1000 МПа

рошковой смеси, без проведения дополнительных исследований.

Заключение. Для модели пластически сжимаемой пористой среды при условии текучести цилиндрического типа рассмотрены определяющие соотношения, позволяющие учесть полидисперсность порошковой смеси. На примере решения задачи изостатического прессования пористой заготовки показана возможность учета влияния степени полидисперсности на плотность заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Залазинский А.Г.** Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов. Екатеринбург: УрО РАН, 2000. 492 с.

2. **Андриевский Р.А.** Порошковое материаловедение. М.: Металлургия, 1991. 205 с.

3. **Залазинский А.Г., Новожонов В.И., Поляков А.П.** Исследование периодичности структуры проволочных заготовок из порошков на основе железа методом вейвлетного анализа // Металлы. 2005. № 1. С. 104–109.

4. **Состав,** структура и свойства железных и легированных порошков / В.Б. Акименко, В.Я. Буланов, И.А. Гуляев, Г.Г. Залазинский, О.Ю. Калашникова, Т.Л. Щенникова, В.Н. Анциферов. Екатеринбург: УИФ "Наука", 1996. 351 с.

5. **Залазинский А.Г., Поляков А.А., Поляков А.П.** О пластическом сжатии пористого тела // Изв. Академии Наук. МТТ. 2003. № 1. С. 123–134.

6. **Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М.** Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Наука, 2004. 644 с.

7. **Поляков А.П.** О модели пористого материала, учитывающей геометрию пор // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2005. № 4. С. 35–40.

8. **Поляков А.П.** Энергосиловые параметры процесса ударного выдавливания некомпактной проволочной заготовки // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2007. № 2. С. 52–58.

9. **Штерн М.Б.** Модель процессов деформирования сжимаемых материалов с учетом порообразования. 1. Определяющие уравнения и поверхность нагружения // Порошковая металлургия. 1989. № 5. С. 28–34.

10. **Савинцев П.П., Рябова Р.Ф.** Влияние размера частиц распыленных железных порошков и давления формования на свойства порошковых материалов // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 2. С. 78–83.

11. **Тихомиров С.А.** Закономерности консолидации металлических нанопорошков никеля и железа: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, 2007. 26 с.

12. **Поляков А.П., Мокроусова М.С.** Математическое моделирование процесса динамического прессования порошкового материала // КШП. ОМД. 2004. № 2. С. 20–22, 27–30.

13. **Поляков А.П.** Моделирование процесса ударного прессования порошков // Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением: сб. науч. тр. Ч. 1. Тула: ТулГУ, 2002. С. 197–205.

14. **Сегал В.М., Резников В.И., Малышев В.Ф., Соловьев В.И.** Уплотнение порошков при гидростатическом нагружении // Порошковая металлургия. 1979. № 6. С. 26–30.

Андрей Петрович Поляков, д-р техн. наук,
pap@imach.uran.ru

УДК 621.778

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

Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки

Предложена зависимость для расчета прироста осевого напряжения в калибрующем пояске, которая проста по форме, не включает эмпирические коэффициенты и учитывает влияние напряженного состояния металла на выходе рабочего конуса волоки. Выполнены расчеты и сравнение значений прироста напряжения в пояске и радиальной силы на поясок с использованием формулы С.И. Губкина, формулы П.Т. Емельяненко и Л.Е. Альшевского и предложенной зависимости.

Ключевые слова: волочение; проволока; осевое напряжение; радиальное напряжение; поясок волоки; рабочий конус; коэффициент трения; предел текучести

Dependence for calculation of gain of axial stress in calibrating parallel which is simple under the form is offered, doesn't include empirical factors and considers influence of stressed state of metal on output of working cone of die. Calculations and comparison of values of pressure gain in die parallel and radial force on die parallel with use of the formula of S.I. Gubkin, P.T. Emel'yanenko and L.E. Al'shevsky's formula and the offered dependence are executed.

Keywords: drawing; wire; axial stress; radial stress; die parallel; working cone; friction coefficient; yield point.

При холодном волочении проволоки из материалов с высокими прочностными и незначительными пластическими свойствами применяют малые и средние частные обжатия и волоки с удлиненным калибрующим пояском. В этом случае прирост напряжения в цилиндрическом пояске становится соизмеримым с осевым напряжением на выходе рабочего конуса. Поэтому при расчете энергосиловых параметров процесса волочения необходимо учитывать силы трения в пояске волоки.

В работе [1] отмечено, что в одних случаях можно не учитывать дополнительные осевые напряжения от трения в цилиндрическом пояске волоки", однако в некоторых случаях влиянием цилиндрического пояска пренебречь нельзя. Поэтому вопрос об учете влияния роли цилиндрического пояска нуждается в теоретической разработке". При этом С.И. Губкин сделал заключение: "для учета влияния цилиндрического пояска существуют различные способы, основанные в большинстве случаев на умозрительных заключениях, или на эмпирических формулах". При расчете прироста осевого напряжения в пояске в большинстве случаев принимают допущение о выполнении условия пластичности для металла в калибрующей зоне [1–6]. С.Н. Губкиным предложена формула для расчета прироста осевого напряжения в калибрующем пояске

$$\Delta\sigma_{z1} = 2\nu\sigma_{sk} f l_p / r_k ,$$

где σ_{sk}, r_k – предел текучести и радиус заготовки на выходе рабочего конуса; f – коэффициент граничного трения; l_p – длина пояска; ν – коэффициент, зависящий от условий деформации, ν = 0,1...1,0. Для упрочнения расчета прироста напряжения часто принимают ν = 1,0

$$\Delta\sigma_{z1} = 2\sigma_{sk} f l_p / r_k . \quad (1)$$

В этом случае расчетное значение прироста напряжений завышено. Если вместо величины σ_{sk} принимают среднее значение предела текучести σ_s в очаге деформации, то значение прироста осевого напряжения завышено меньше.

Формула П.Т. Емельяненко и Л.Е. Альшевского [2] учитывает влияние осевого напряжения на выходе рабочего конуса σ_{zk} на прирост $\Delta\sigma_z$ в пояске:

$$\Delta\sigma_{z2} = \sigma_{sk} - e^{2 f l_p / r_k} (\sigma_{sk} - \sigma_{zk}) - \sigma_{zk} . \quad (2)$$

Зависимость (2) реализуема, если известно осевое напряжение на выходе конуса, и менее удобна для расчетов, чем упрощенный вариант уравнения С.Н. Губкина (1), что ограничивает ее широкое практическое применение.

Математическое моделирование процесса деформации в калибрующем пояске, расчеты и анализ прироста осевого напряжения в пояске по существующим аналитическим и эмпирическим зависимостям показали целесообразность замены произведения ($\nu\sigma_{sk}$) разностью ($\sigma_{sk} - \sigma_{zk}$). В этом случае зависимость (1) принимает вид

$$\Delta\sigma_{z3} = 2(\sigma_{sk} - \sigma_{zk}) f l_p / r_k . \quad (3)$$

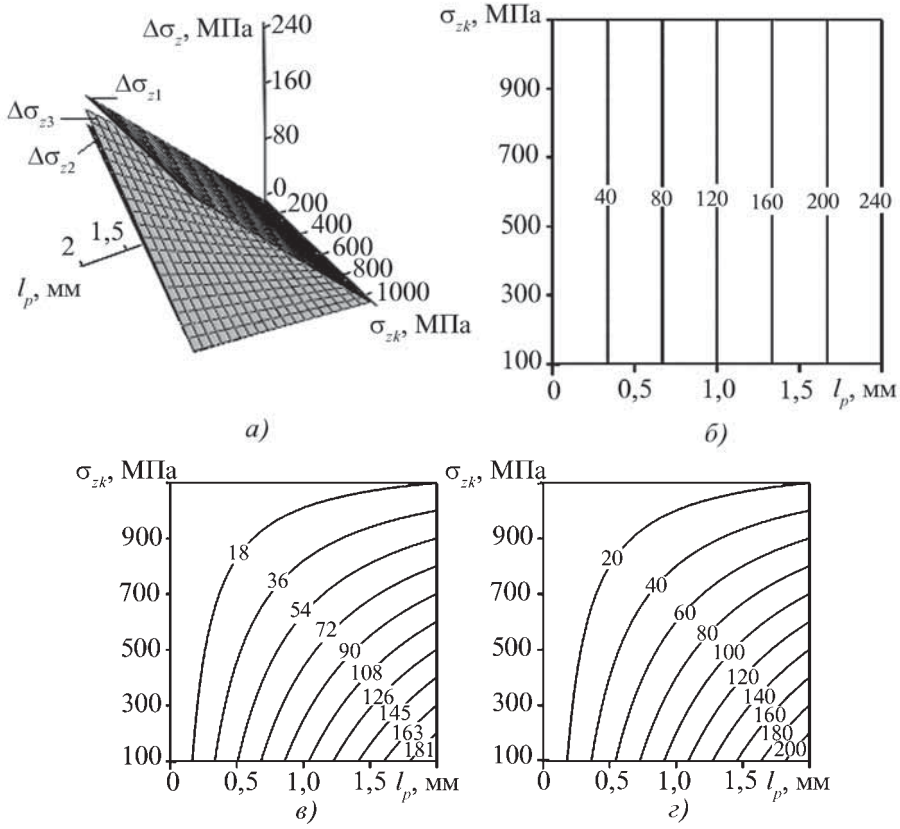


Рис. 1. Поверхности прироста осевого напряжения в пояске (*а*) и линии равного уровня прироста напряжения (*б–г*) в зависимости от длины пояска и осевого напряжения на выходе рабочего конуса:

б – линии для прироста $\Delta\sigma_{z1}$ по формуле (1); *в* – $\Delta\sigma_{z2}$ по формуле (2); *г* – $\Delta\sigma_{z3}$ по формуле (3)

Разность в (3) определяет модуль радиального напряжения в конце рабочего конуса волоки, что следует из уравнения, отражающего упрощенное условие пластичности деформируемого металла.

Сравним значения прироста напряжения по формулам (1)–(3) в зависимости от длины пояска и осевого напряжения на выходе рабочего конуса при следующих исходных параметрах: r_k = 1,0 мм; f = 0,05 и σ_{sk} = = 1200 МПа. Варьируемые параметры изменяли в интервалах: 0...2 мм для длины пояска и 100...1100 МПа для осевого напряжения на выходе конуса.

На рис. 1, *а* приведены поверхности для значений прироста напряжения, а на рис. 1, *б–г* – графики равного уровня прироста. Для уточнения различия значений прироста напряжения по разным формулам приведены графики для разностей прироста: $\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z2}$; $\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z3}$ и $\Delta\sigma_{z3} - \Delta\sigma_{z2}$ (рис. 2).

Поверхность значений прироста $\Delta\sigma_{z1}$ по формуле (1) плоская (см. рис. 1, *а*), так как прирост не зависит от параметра σ_{zk}, и линии равного уровня $\Delta\sigma_{z1}$ параллельны вертикальной оси σ_{zk} (см. рис. 1, *б*). Поверхности $\Delta\sigma_{z2}$ и $\Delta\sigma_{z3}$ удаляются от плоскости $\Delta\sigma_{z1}$ с ростом длины пояска и конечного осевого напряжения в пояске. Уменьшение напряжения σ_{zk} и удлинение пояска вызывают увеличение прироста $\Delta\sigma_{z2}$ и $\Delta\sigma_{z3}$ (см. рис. 1, *в*, *г*). Линии уровня для прироста $\Delta\sigma_{z2}$ и $\Delta\sigma_{z3}$ при малых значениях длины пояска и напряжении σ_{zk} в интервале 100...500 МПа наклонены под малым углом к вертикальной оси. Это указывает на незначительную зависимость прироста от изменения напряжения σ_{zk} в указанном интервале (см. рис. 1, *в*, *г*).

Для расчета разностей прироста напряжения можно использовать упрощенные выражения:

$$\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z2} = \\ = 2fl_p\sigma_{zk}/r_k - 2(\sigma_{sk} - \sigma_{zk})(fl_p/r_k - (fl_p/r_k)^2); \quad (4)$$

$$\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z3} = 2fl_p\sigma_{zk}/r_k; \quad (5)$$

$$\Delta\sigma_{z3} - \Delta\sigma_{z2} = 2(\sigma_{sk} - \sigma_{zk})(fl_p/r_k)^2. \quad (6)$$

Зависимости (4) и (6) получены с помощью приближенного равенства

$$e^{-2fl_p/r_k} \approx 1 - 2fl_p/r_k + 2(fl_p/r_k)^2,$$

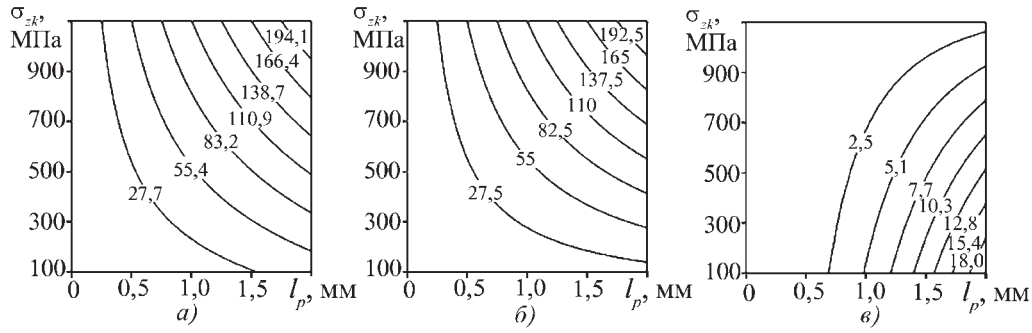


Рис. 2. Линии равного уровня значений разности прироста осевого напряжения:

а – $\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z2}$; *б* – $\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z3}$; *в* – $\Delta\sigma_{z3} - \Delta\sigma_{z2}$

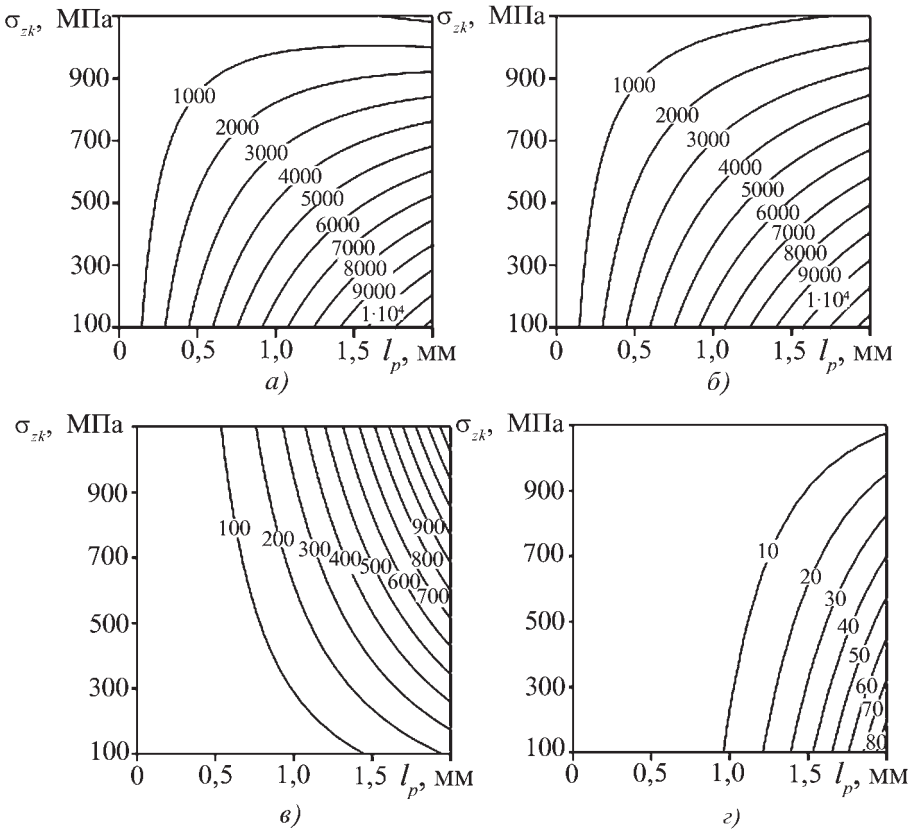


Рис. 3. Линии равного уровня радиальной силы (*а*, *б*) и расхождения значений силы (*в*, *г*): *а* – P_1; *б* – P_3; *в* – $P_2 - P_1$; *г* – $P_2 - P_3$

которое позволяет получить из формулы (2) более компактное уравнение (3). Поскольку величина отношения fl_p/r_k значительно не отличается от самого значения коэффициента трения f (длина пояска соизмерима с его радиусом), то влияние квадрата этого отношения на разность (4) незначительно. Из выражений (4)–(6) следуют неравенства:

$$\Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z2} > \Delta\sigma_{z1} - \Delta\sigma_{z3} > \Delta\sigma_{z3} - \Delta\sigma_{z2}.$$

Различие $\Delta\sigma_{z2}$ и $\Delta\sigma_{z3}$ усиливается с ростом длины пояска и уменьшением осевого напряжения на выходе конуса (6). При удлиненной длине пояска 2 мм (на практике длина пояска обычно не превышает 0,8 диаметра пояска) и меньшем значении напряжения σ_{zk} = = 100 МПа величина разности $\Delta\sigma_{z3} - \Delta\sigma_{z2}$ = 20 МПа (см. рис. 2, *в*), что составляет около 10 % от $\Delta\sigma_{z2}$ = = 200 МПа (см. рис. 1, *в*).

Сравнивали значения радиальной силы на цилиндрическую поверхность пояска, вычисленные на основе формул (1)–(3)

$$P = 2\pi r_k \int_0^{l_p} (\sigma_{sk} - \sigma_z)\,dl, \qquad (7)$$

где $\sigma_z = \sigma_{zk} + \Delta\sigma_z$ – осевое напряжение в пояске.

Линии уровня радиальной силы, вычисленной с применением формул (1) и (2), приведены соответственно на рис. 3, *а* и *б*, а разница значений пар сил P_2 и P_1, P_2 и P_3 на рис. 3, *в* и *г*. Поскольку прирост осевого напряжения по формуле (2) меньше, то осевая сила с применением этой зависимости больше, что следует из уравнения (7). Поэтому разности $P_2 - P_1$ и $P_2 - P_3$ положительные. Осевая сила P_1 (см. рис. 3, *а*), вычисленная по формуле (1), зависит от осевого напряжения на выходе конуса σ_{zk}, а прирост осевого напряжения $\Delta\sigma_{z1}$ (см. рис. 1, *б*) не является функцией от σ_{zk}. Эта особенность также видна из сравнения формул (1) и (7). Расхождение значений осевой силы по формулам (2) и (3) мало (см. рис. 3, *г*). При σ_{zk} = 100 МПа и длине пояска 1,9 мм разность $P_2 - P_3$ = 80 Н, что составляет 80·100 %/12000 = = 0,67 % от величины силы P_2 = = 12000 Н. При тех же значениях σ_{zk} и l_p разность $P_2 - P_1$ = 200 Н или 1,7 % от величины 12000 Н. Однако различие P_2 и P_1 (а также различие P_3 и P_1) существенно усиливается с ростом осевого напряжения на выходе конуса σ_{zk} (см. рис. 3, *в*), а разность $P_2 - P_3$ при этом снижается. Расхождение прироста осевого напряжения в пояске и радиальной силы на поясок, вычисленное на основе формул (2) и (3), на порядок меньше, чем аналогичное расхождение при использовании пар формул (1) и (2), (1) и (3).

Таким образом, зависимость (3) в отличие от формулы (1) учитывает напряженное состояние заготовки на выходе рабочего конуса, как формула (2) П.Т. Емельяненко и Л.Е. Альшевского, но в отличие от последней (2) более проста по форме и при вычислениях. Данные рис. 1–3 позволяют сделать вывод: чем меньше длина пояска, тем менее значимо влияние осевого напряжения на выходе рабочего конуса на прирост осевого напряжения в пояске, его различие по разным формулам и радиальную силу на поверхность пояска.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Губкин С.И.** Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.

2. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.

3. **Зыков Ю.С.** Определение максимально допустимых вытяжек при волочении // Сталь. 1998. № 4. С. 54–55.

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

5. **Гурьянов Г.Н.** К учету сил трения в калибрующем пояске волоки // Сталь. 2007. № 1. С. 62–64.

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

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

УДК 621.746

А.И. Ковтунов, Д.А. Семистенов, Ю.Ю. Хохлов, И.В. Новский
(Тольяттинский государственный университет)

Исследование физико-механических свойств пеноалюминия, полученного фильтрацией через водорастворимые соли

Предложена технология получения пеноалюминия фильтрацией алюминиевого расплава через гранулированные водорастворимые соли. Установлено влияние размера гранул на пористость, плотность, прочность при сжатии, теплопроводность и демпфирующие свойства пеноалюминия.

Ключевые слова: пеноалюминий; пористость; гранулы; механические свойства; теплопроводность; демпфирующие свойства.

The technology of foam aluminum formation by aluminum melt filtration through water-soluble salts is proposed. Influence of granules size on porosity, density, compressive strength, thermal conductivity and damping properties of foam aluminum is established.

Keywords: foam aluminum; porosity; granules; mechanical properties; thermal conductivity; damping properties.

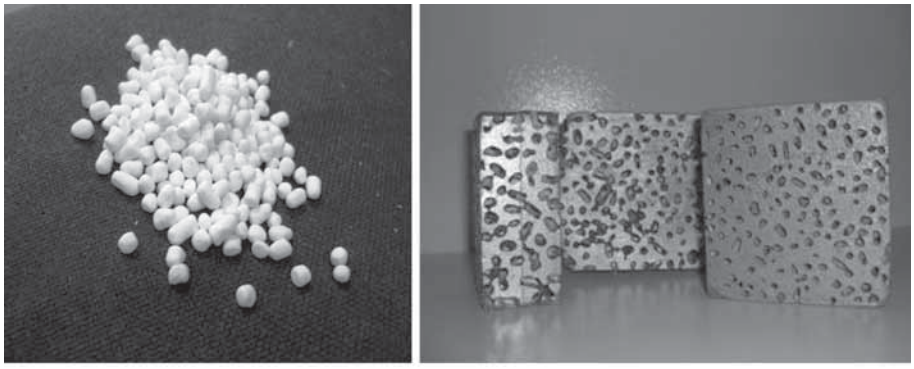
Пеноалюминий нашел широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря необычному сочетанию физико-механических свойств. Пеноалюминий обладает низкой плотностью, низким значением коэффициента тепло- и электропроводности, высокой сопротивляемостью воздействию огня, экологической чистотой, способностью эффективно поглощать энергию удара.

В настоящее время для получения пеноалюминия наиболее широко используется технология, основанная на замешивании в алюминиевый расплав газа (азота, аргона, воздуха, углекислого газа, водяного пара) или пороформа (вещества, выделяющего при нагреве газовую составляющую) и формировании пористой структуры при его разложении в процессе затвердевания алюминиевого расплава. Недостатками технологии являются высокая трудоемкость и низкая производительность процесса, нестабильный и неуправляемый размер пор.

В качестве альтернативы к данной технологии был предложен способ формирования пористых изделий из алюминия, в том числе и фасонных, при котором форму предварительно заполняют гранулами из водорастворимой соли, а затем пространство между гранулами заливают расплавленным алюминиевым сплавом [1]. После затвердевания полученную пористую отливку извлекают из формы и помещают в воду для растворения соли. Пористость получаемых изделий, исходя из особенностей укладки тел сферической формы, должна составлять 60...80 % [2].

Преимуществом данного способа является возможность управления размером пор за счет применения гранул разного фракционного состава и достаточно высокая производительность процесса. Используемые соли можно выпаривать из воды и после грануляции применять повторно.

Для определения физико-механических свойств пеноалюминия, полученного по предложенной технологии с применением гранул из карбоната натрия и хлорида натрия (рис. 1), были изготовлены опытные образцы размерами



а) *б)*

Рис. 1. Внешний вид гранул (*а*) и образцов из пеноалюминия (*б*)

Рис. 2. Образцы для испытаний пеноалюминия на сжатие

90×80×40 мм (см. рис. 1). Образцы изготовляли с использованием гранул со средним диаметром от 4 до 8 мм.

Пористость пеноалюминия определяли по формуле

$$\Pi = \left(1 - \frac{V_{гр}}{V_ф}\right) \cdot 100\,\% = \frac{M_{гр}/\rho_{гр}}{V_ф} \cdot 100\,\%, \qquad (1)$$

где $V_{гр}$ – объем гранул, м^3; $V_ф$ – объем полости формы для засыпки гранул, м^3; $M_{гр}$ – масса гранул, кг; $\rho_{гр}$ – плотность гранул, кг/м^3.

Плотность пеноалюминия рассчитывали по формуле

$$\rho = \frac{M}{V}, \qquad (2)$$

где M – масса образца пеноалюминия после растворения солевых гранул и сушки в течение 2 ч при температуре 150 °С; V – объем образца.

Для испытания пеноалюминия на сжатие изготовляли образцы диаметром 35 мм и высотой 40 мм (рис. 2). Для испытаний использовали по 10 образцов одной серии экспериментов. Испытания проводили на разрывной машине Н50КТ. В процессе испытаний строили диаграмму сжатия и определяли предел упругости, условный предел текучести, предел прочности при сжатии.

Измерения теплопроводности пеноалюминия проводили по методу плиты. Для этого был изготовлен испытательный стенд (рис. 3), состоящий из гипсовой формы *1*, внутри которой расположен электрический нагреватель *6*, работающий от источника питания *7*. Образец *8* устанавливается между двумя медными пластинами *2*, которые обеспечивают усреднение температуры поверхности испытуемого образца. Температуру поверхностей медных пластин контролировали с помощью хромель-алюмелевых термопар *3*, *4* с использованием измерителя-регулятора температуры ТРМ 138 *5* с временем опроса 1 с. Передача измеренных данных на компьютер выполняется через встроенный интерфейс RS-485.

Образцы нагревали до достижения системой состояния, когда температуры нижней и верхней пластины не изменяются в процессе испытания. Для определения теплопроводности пеноалюминия проводили сравнительные измерения процесса теплопередачи через многослойную стенку с испытуемыми образцами из эталонного материала и пеноалюминия. В качестве эталонного материала использовали образец из сплошного алюминия технической чистоты А7. При постоянной тепловой мощности нагревателя величина теплового потока, проходящего через многослойную стенку, будет одинаковой как при испытаниях сплошного алюминиевого образца, так и образца из пеноалюминия.

Плотность теплового потока при испытаниях с эталонным образцом $q_э$ и образцом из пеноалюминия $q_п$ вычисляли по формулам (рис. 4):

$$q_э = \frac{T_1^э - T_2^э}{\dfrac{S^э}{\lambda^э} + \dfrac{2S}{\lambda}}; \qquad (3)$$

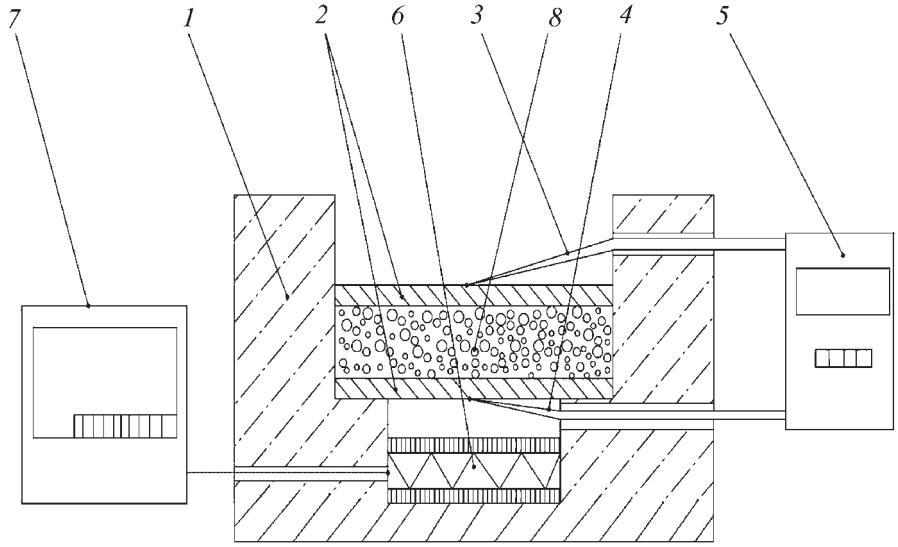


Рис. 3. Схема испытательного стенда для определения теплопроводности материалов по методу плиты

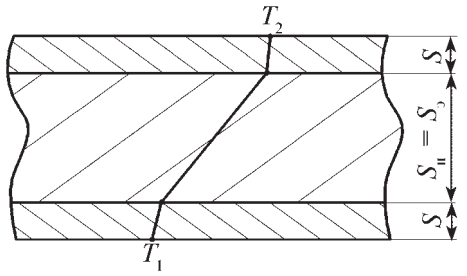


Рис. 4. Схема к расчету коэффициента теплопроводности пеноалюминия

$$q_п = \frac{T_1^п - T_2^п}{\frac{S^п}{\lambda^п} + \frac{2S}{\lambda}}, \quad (4)$$

где $T_1^э$, $T_1^п$ и $T_2^э$, $T_2^п$ – температура соответственно внутренней и внешней медной пластины при испытаниях эталона и пеноалюминия; $S_э$, $S_п$ – толщина эталона и пеноалюминия; $\lambda_э$, $\lambda_п$ – коэффициент теплопроводности материала эталона и пеноалюминия; S – толщина медных пластин; λ – коэффициент теплопроводности меди.

Учитывая, что

$$q_э = q_п, \quad (5)$$

коэффициент теплопроводности пеноалюминия рассчитывали из выражения

$$\lambda^п = \frac{S^п}{\frac{(T_1^п - T_2^п)\left(\frac{2S}{\lambda} + \frac{S^э}{\lambda^э}\right)}{T_1^э - T_2^э} - \frac{2S}{\lambda}}. \quad (6)$$

Демпфирующие свойства пеноалюминия сравнивали со свойствами алюминия при нагружении образцов ударом груза. При этом реакция на деформирующую силу $F_д$ состоит из упругой составляющей $F_у$, пропорциональной деформации, вязкой составляющей $F_в$, пропорциональной скорости деформации элемента, и силы реакции $F_р$, подбрасывающей демпфирующий груз вверх [4]:

$$F_д = F_у + F_в + F_р; \quad (7)$$

$$F_у = c\Delta x, \quad (8)$$

где c – коэффициент упругой деформации, кг/с^2; Δx – изменение размера образца, м;

$$F_в = b\Delta v, \quad (9)$$

где b – коэффициент вязкой деформации, кг/с ; Δv – изменение скорости груза, м/с,

$$\Delta v = v_н - v_к, \quad (10)$$

где $v_н$ – скорость соударения груза с образцом, м/с; $v_к = 0$ – скорость при полной деформации образца.

Скорость соударения груза с образцом определяется из закона сохранения энергии:

$$E_п = E_к; \quad (11)$$

$$mgh = mv^2/2; \quad (12)$$

$$v_н = \sqrt{2gh}, \quad (13)$$

где $E_п$, $E_к$ – потенциальная и кинетическая энергия; m – масса демпфирующего груза, кг; $g = 9{,}8$ м/с^2 – ускорение свободного падения; h – расстояние между соударяемыми поверхностями груза и образца, м.

Совместная работа силы деформации и реакции образца равна изменению потенциальной энергии деформирующего груза:

$$A_{д.р} = mg\Delta h, \quad (14)$$

где $\Delta h = h_{подъема} - h_{отскока}$ – изменение высоты демпфирующего груза, м.

Работа демпфирующих сил

$$A_{д.с} = (c\Delta x + b\Delta v)\Delta x; \quad (15)$$

$$A_{д.р} = A_{д.с}. \quad (16)$$

Таким образом, для определения коэффициентов упругого и вязкого демпфирования необходимо выполнить как минимум два испытания при различной высоте подъема груза. При определении коэффициентов решается система уравнений:

$$mg\Delta h_1 = (c\Delta x_1 + b\Delta v_1)\Delta x_1; \quad (17)$$

$$mg\Delta h_2 = (c\Delta x_2 + b\Delta v_2)\Delta x_2. \quad (18)$$

В случае испытаний материалов с нелинейной демпфирующей характеристикой коэффициенты c и b являются суммой степенных характеристик:

$$C = \Sigma c_i \Delta x_i; \quad (19)$$

$$B = \Sigma b_i \Delta x_i. \quad (20)$$

Поэтому для их определения требуется не менее трех экспериментальных исследований с разной высоты подъема груза.

Для определения демпфирующих свойств пеноалюминия была изготовлена специальная установка (рис. 5), состоящая из рамы *4* с массивной опорной плитой *1* и направляющей пластины, по которой двигалась каретка с грузом. Для измерения деформаций образца применен индуктивный датчик положения *5* с аналоговым выходом серии ДПА-М18-86У-2110-Н. Он линейно преобразует значение расстояния между активной поверхностью датчика и грузом в величину токового сигнала на выходе. Датчик является малоинерционным, что позволят выполнить высокоскоростные измерения с временем опроса 1 мс. Данные дат-

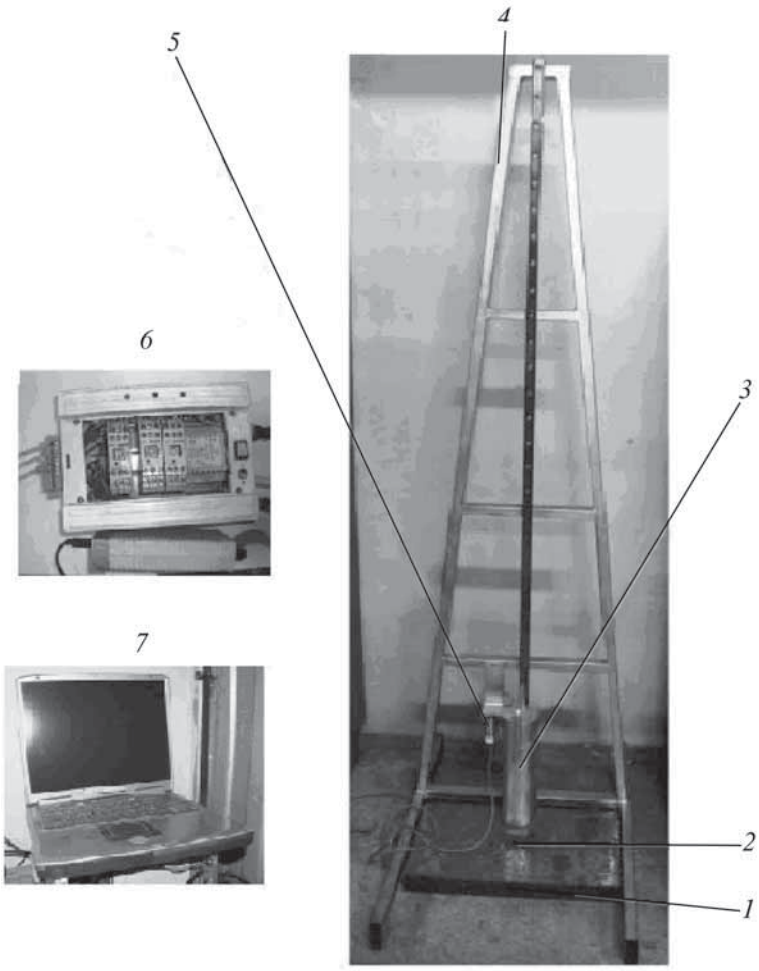


Рис. 5. Установка для испытания демпфирующих свойств:
1 – опорная плита; *2* – образец; *3* – каретка с грузом; *4* – рама установки; *5* – датчик положения; *6* – регистратор; *7* – компьютер

чика фиксируются регистратором S-recorder и передаются на компьютер, где строится график изменения положения груза во время испытаний (рис. 6).

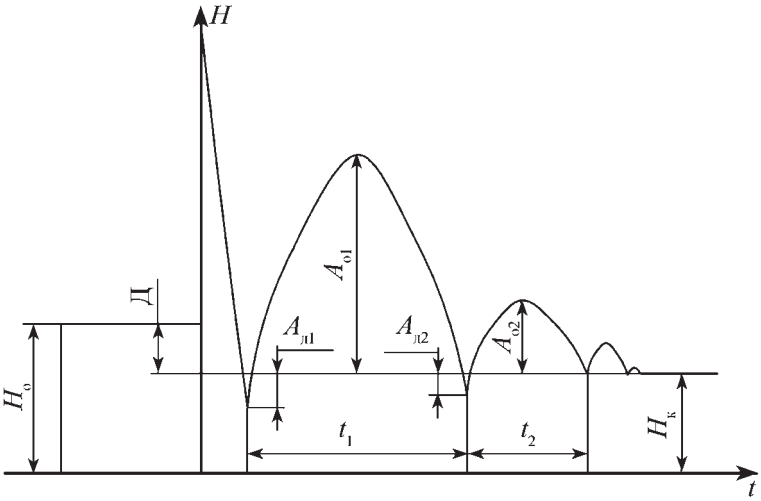


Рис. 6. Функциональная схема:
$H_о$ – высота образца, мм; $H_к$ – высота образца после деформации, мм; Д = $H_о$ – $H_к$ – деформация, мм; $A_{д1}$ – амплитуда деформации максимальная, мм; $A_{о1}$ – амплитуда отскока максимальная, мм; t_1, t_2 – время первого и второго отскока, с; $A_{д2}$ – амплитуда деформации от второго удара, мм; $A_{о2}$ – амплитуда второго отскока, мм

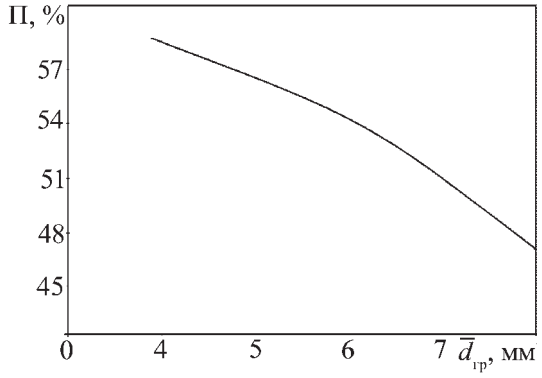


Рис. 7. Зависимость пористости пеноалюминия П от среднего размера гранул $\bar{d}_{гр}$

Исследования показали, что пористость пеноалюминия составляет в зависимости от размера гранул от 60 до 45 % (рис. 7). С увеличением размера гранул пористость снижается, что связано с зависанием гранул у стенок формы и, как следствие, увеличением объема твердой фазы. Применение разнородных по размеру гранул позволяет повысить плотность гранульной засыпки, при этом пористость доходит до 70 %.

Плотность пеноалюминия возрастает с увеличением размера пор (рис. 8) и составляет от 1 до 1,2 г/см^3. С повышением среднего размера гранул от 4 до 8 мм плотность увеличивается не более чем на 10 %. На плотность влияет также и природа используемых солей. Применение гранул из хлорида натрия способствует снижению плотности пеноалюминия по сравнению с использованием карбоната натрия, что связано с уменьшением остатка солей в порах материала вследствие большей растворимости хлорила натрия в воде [3]. При этом разница в плотности доходит до 20 % (см. рис. 8).

Основной характеристикой прочностных свойств металлов при испытаниях на сжатие является предел прочности при сжатии. Предел прочности пеноалюминия при сжатии, полученного фильтрацией через водорастворимые соли расплава А7, в зависимости от размера гранул составляет 28...33 МПа. Увеличение размера гранул, ведущее к уменьшению пористости, при прочих равных условиях повышает предел

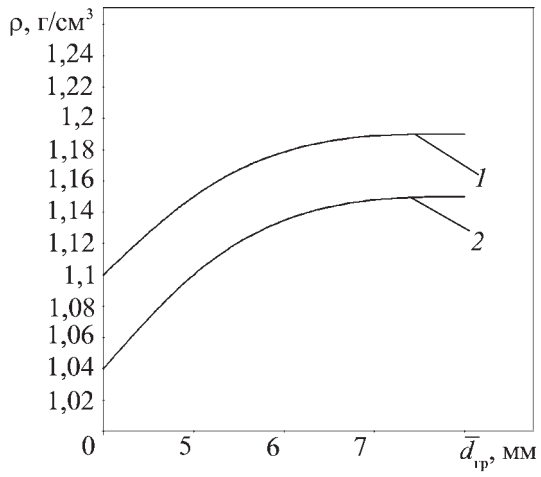


Рис. 8. Зависимость плотности пеноалюминия ρ от среднего размера гранул $\bar{d}_{гр}$:
1 – алюминий А7, гранулы из Na_2CO_3; *2* – алюминий А7, гранулы из NaCl

Значения коэффициентов деформации

Образец	Коэффициент упругой деформации, кг/с²	Коэффициент вязкой деформации, кг/с
Пеноалюминиевый	1381630	6779
Алюминиевый	55661444	42932

прочности пеноалюминия при сжатии. Предел упругости образцов из пеноалюминия составляет 0,15...0,6 МПа, а условного предела текучести 1...1,5 МПа.

Теплопроводность пеноалюминия, изготовленного из алюминия технической чистоты А7, составляет 10...13 Вт/(м·К), что в 10–15 раз меньше, чем коэффициент теплопроводности алюминия. Увеличение размера гранул при этом повышает коэффициент теплопроводности, что связано с возрастанием плотности пеноалюминия (рис. 9).

Испытания демпфирующих свойств алюминия и пеноалюминия ударом груза показали, что демпфирующие свойства пеноалюминия намного выше, чем алюминия вследствие более низких значений коэффициента деформации. Коэффициент упругой деформации пеноалюминия примерно в 28 раз меньше, чем у алюминия, а коэффициент вязкой деформации меньше в 6 раз (см. таблицу).

Заключение. Применение технологии производства пеноалюминия фильтрацией через гранулы из водорастворимых солей позволяет получать изделия с пористостью 45...70 %, плотностью 1...1,2 г/см³, с пределом прочности при сжатии 28...35 МПа, с низкими значениями коэффициента теплопроводности (в 10–15 раз меньше теплопроводности алюминия) и с высокими демпфирующими свойствами.

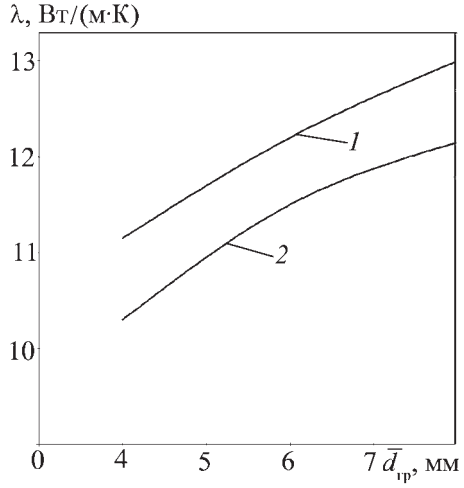


Рис. 9. Зависимость коэффициента теплопроводности λ пеноалюминия от среднего размера гранул $\bar{d}_{гр}$, применяемых для производства пеноалюминия:
1 – алюминий А7, гранулы из Na_2CO_3; *2* – алюминий А7, гранулы из NaCl

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тепловые** условия формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А.И. Ковтунов, Д.А. Семистенов, Ю.Ю. Хохлов, Т.В. Чермашенцева // Литейщик России. 2011. № 6. С. 43–45.

2. **Кутателадзе С.С.** Теплопередача и гидродинамическое сопротивление: справ. пособие. М.: Энергоиздат, 1990. 365 с.

3. **Константы** неорганических веществ: справочник / Р.А. Лидин, Л.Л. Андреева, В.А. Молочко; под. ред. Р.А. Лидина. 2-е изд. М.: Дрофа, 2006. 685 с.

4. **Пат. 2118814 РФ.** Способ определения демпфирующих свойств конструкций / В.И. Мирошников; заявитель и патентообладатель Институт горного дела Дальневосточного отделения РАН; заявл. 25.05.1996, опубл. 10.09.1998.

Александр Иванович Ковтунов, канд. техн. наук;
Денис Александрович Семистенов, канд. техн. наук;
Юрий Юрьевич Хохлов,
y.y.khokhlov@rambler.ru;
Игорь Валерьевич Новский

УДК 666.775-798.2

Ю.В. Титова, Л.А. Шиганова, Д.А. Майдан, Г.В. Бичуров
(Самарский государственный технический университет)

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия с использованием азида натрия и галоидных солей азотируемых элементов*

Представлены результаты экспериментально-теоретических исследований процесса синтеза микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия в системе фторид алюминия–гексафтортитанат аммония–азид натрия в режиме горения. Определены параметры горения и синтеза, установлены механизм и химическая стадийность образования микро- и нанокомпозиции TiN–AlN. Исследована морфология частиц порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез; нитрид титана; нитрид алюминия; азид натрия; гексафтортитанат аммония; фторид алюминия; микро- и нанокомпозиция.

The results if experimental and theoretical researches of synthesis process of titanium nitride and aluminum nitride micro- and nanocomposition in aluminum fluoride–hexafluorotitanate of ammonium–sodium azide system in the combustion mode are presented. Combustion and synthesis properties are defined mechanism and formation chemical stadiality of TiN–AlN micro- and nanocomposition are established. Titanium nitride and aluminum nitride micro- and nanocomposition powder particles morphology is studied.

Keywords: self-propagating hightemperature synthesis; titanium nitride; aluminum nitride; sodium azide; hexafluorotitanate of ammonium; aluminum fluoride; micro- and nanocomposition.

В настоящее время в науке и технике все больший интерес проявляется к тугоплавким бескислородным неорганическим материалам, являющимся перспективной основой для создания деталей и изделий различного целевого назначения. Этот научный интерес относится в первую очередь к композициям на основе неметаллических нитридов, обладающим комплексом ценных свойств, таких как высокая тугоплавкость, термостойкость, стойкость в агрессивных химических средах, относительно низкая плотность и т.д.

Одним из приоритетных направлений в науке является синтез наноразмерных материалов и создание технологий их получения. Применение нанотехнологии позволяет получить принципиально новые материалы с характеристиками, значительно превосходящими их современный уровень, что важно для развития многих областей техники, биотехнологии, медицины, охраны окружающей среды, обороны и т.д.

При использовании традиционных технологий, которые предусматривают азотирование порошков в электропечах, невозможно получение наноразмерных порошков после синтеза. Классическая технология *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (СВС), основанная на сжигании порошков в атмосфере газообразного азота, также не позволяет получать наноразмерные порошки, так как в результате реакции с азотом целевой продукт синтеза спекается.

Для получения порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия представляет интерес использовать в системах СВС в качестве азотируемого элемента не газообразный азот, а галоидные соли, содержащие металл и аммонийный радикал или галогенид, а в качестве азотирующего реагента — азид натрия (режим СВС-Аз). В этом случае процесс образования конечного продукта будет проходить в газовой фазе и получение порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия становится возможным [1, 2]. При этом стехиометрическое уравнение реакции будет выглядеть следующим образом:

$$\begin{aligned} &AlF_3 + (NH_4)_2TiF_6 + 9NaN_3 = \\ &= AlN + TiN + 9NaF + 13{,}5N_2\uparrow + 4H_2\uparrow. \end{aligned} \quad (1)$$

Экспериментальная часть работы заключалась в проведении синтеза композиции нитридов титана и алюминия в реакторе постоянного давления объемом 4,5 л. На рис. 1 представлена схема лабораторного реактора СВС-Аз постоянного давления.

Образцы со смесью $xAlF_3$–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ в насыпном виде устанавливали в рабочую часть реактора. К верхнему торцу образцов подводили вольфрамовую спираль, после чего инициировалось горение и

* Работа выполнена при финансовой поддержке проекта НОЦ 14.740.11.08.09 "Проведение научных исследований коллективами научно-образовательных центров в области естественных и технических наук" при использовании оборудования Центра Коллективного пользования Самарского государственного технического университета.

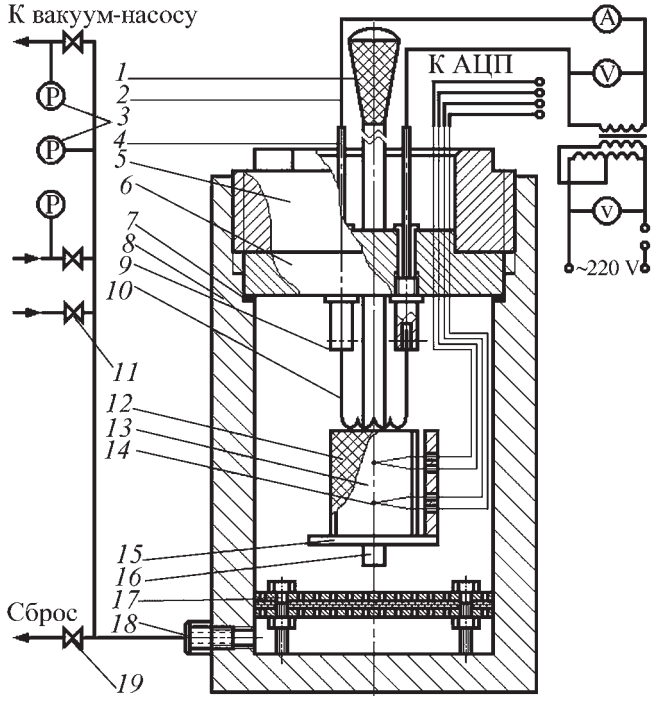


Рис. 1. Схема лабораторного реактора СВС-Аз постоянного давления:
1 – ручка; *2* – система воспламенения; *3* – приборы контроля (манометр, вакуумметр); *4* – электроконтакт; *5* – опорная гайка; *6* – грибковый затвор; *7* – уплотнительное резиновое кольцо; *8* – корпус; *9* – держатель спирали; *10* – инициирующая вольфрамовая спираль; *11* – вентиль М14; *12* – фильтрующая сборка; *13* – образец исходной смеси; *14* – вольфрам-рениевая термопара; *15* – подвижная предметная полочка; *16* – направляющая стойка; *17* – фильтрующая сборка; *18* – штуцер М24 (для ввода и сброса газа); *19* – вентиль М24

синтез композиции нитрид титана–нитрид алюминия путем кратковременной подачи электрического импульса на вольфрамовую спираль. Давление азота в реакторе составляло 4 МПа. Диаметр и высота образцов 30 и 45 мм соответственно.

В каждый образец вводились вольфрам-рениевые термопары, связанные с аналого-цифровым преобразователем, предназначенные для регистрации температуры и скорости горения. Результаты экспериментов, представляющие зависимость давления в реакторе p, температуры горения T, скорости горения U от содержания галоидных солей в системе $x AlF_3$–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ приведены в таблице.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ARL X'trA-138. На рис. 2 представлены дифрактограммы микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия, синтезированной в системах $1{,}5AlF_3$–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ и AlF_3–$1{,}5(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$. Из рис. 2 видно, что в системе с большим количеством фторида алюминия в исходном образце в конечном продукте помимо увеличения нитрида алюминия увеличиваются и побочные продукты: фторид

Зависимость выходных параметров горения и синтеза от содержания галоидной соли в исследуемых системах

x, y, моль	p, МПа	t, °С	U, см/с	Рентгенофазовый анализ
$xAlF_3$–$(NH_4)_2TiF_9$–$9NaN_3$				
1,5	4	1150	1,1	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$, AlTi
2,0	4	1000	1,0	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$, AlTi
2,5	4	900	0,8	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$, AlTi
3,0	4	720	0,7	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$, AlTi
AlF_3–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$				
1,5	4	1130	1,1	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$
2,0	4	850	1,0	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$
2,5	4	780	0,7	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$
3,0	4	660	0,5	TiN, AlN, Na_3AlF_6, Na_3TiF_6, NaF, $AlTi_3$

натрия NaF, гексафторалюминат натрия Na_3AlF_6 и гексафтортитанат натрия Na_3TiF_6, а также появляется интерметаллид AlTi.

Фторид натрия и гексафторалюминат натрия содержатся только в непромытом после синтеза целевом продукте. После водной промывки фторид натрия и гексафторалюминат натрия в конечном продукте не обнаружены. Промывка заключалась в разбавлении порошков дистиллированной водой в соотношении 1:10, взмучивании полученной суспензии и последующей фильтрации целевых продуктов на вакуум-воронке. Однако гексафтортитанат аммония состава Na_3TiF_6 после частичной водной промывки содержится в целевом продукте.

Отмывка целевого продукта от побочного продукта заключалась в переводе гексафтортитаната натрия состава Na_3TiF_6 в гексафтортитанат состава Na_2TiF_6 или переводе его в хлориды, которые растворимы в воде. Таким образом, готовили насыщенный раствор хлорида аммония NH_4Cl, в который помещали испытуемый образец конечного продукта композиции нитрид титана–нитрид алюминия. Раствор кипятили в течение 1 ч, после чего конечный продукт подвергали обычной водной промывке в воде. В результате после отмывки получается целевой продукт, представляю-

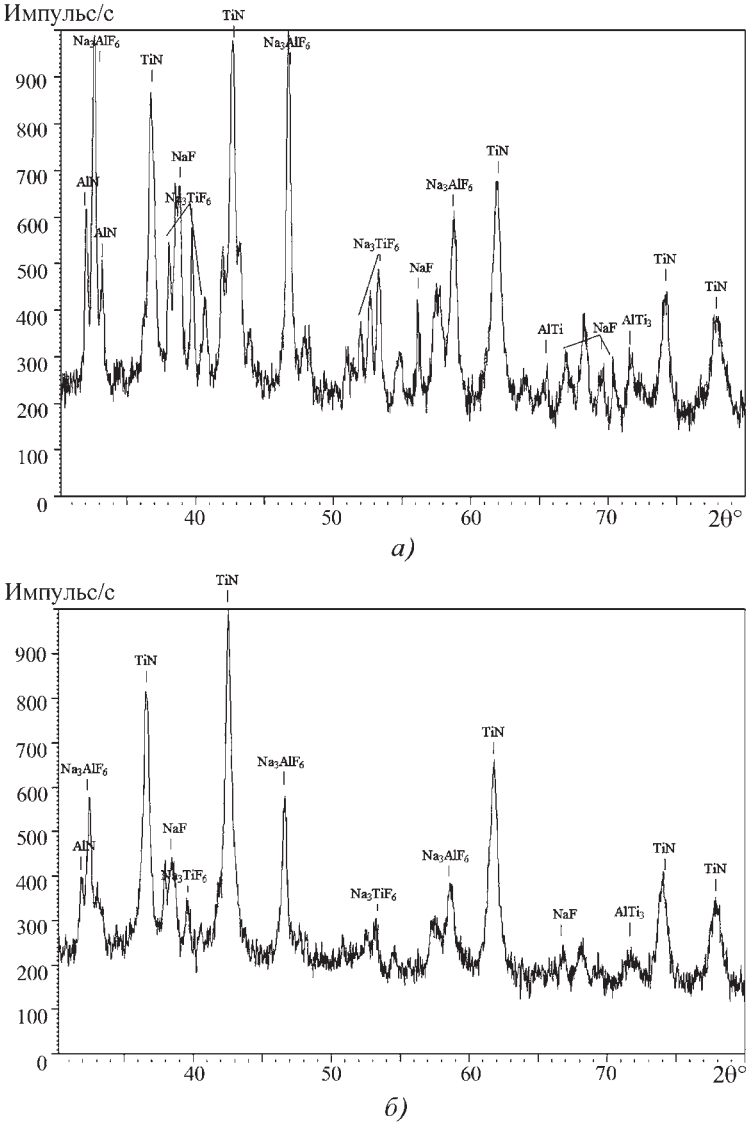


Рис. 2. Дифрактограмма микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия, синтезированной в системе $1{,}5AlF_3$–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ (*а*) и AlF_3–$1{,}5(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ (*б*)

щий собой микро- и нанокомпозицию нитридов титана и алюминия.

Морфологию частиц порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия исследовали с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6390A фирмы Jeol. Морфология частиц порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия, синтезированного в системах $xAlF_3$–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ и AlF_3–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$, приведена на рис. 3 и 4.

Из представленных фотографий видно, что в системе $xAlF_3$–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ композиция нитрид титана–нитрид алюминия получается в виде микро- и наноструктурированных частиц. Частицы композиции TiN–AlN имеют средний размер частиц 1...4 мкм, что позволяет их отнести к микропорошкам.

Механизм образования нанокомпозиции нитридов титана и алюминия в системе AlF_3–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ установлен по результатам экспериментов, связанных с закалкой образцов и результатами рентгенофазового анализа. Метод закалки основан на резком сбросе давления азота в реакторе с 4 до 0,1...0,2 МПа в процессе синтеза с последующей остановкой фронта горения и анализом промежуточных продуктов реакции в образовавшемся слое.

Результаты рентгенофазового анализа промежуточных продуктов горения свидетельствуют о наличии следующих фаз: фторида натрия, гексафтортитаната натрия, титаната алюминия, гексафторалюмината натрия, нитрида титана и нитрида алюминия.

На основании полученных экспериментальных результатов можно сформулировать стадийность образования наноструктурированного порошка композиции нитридов титана и алюминия в системе фторид алюминия–гексафтортитанат аммония–азид натрия.

Разложение азида натрия начинается при температуре 300 °С:

$$9NaN_3 \rightarrow 9Na + 13{,}5N_2\uparrow. \quad (2)$$

Образовавшийся натрий вступает в реакцию с $(NH_4)_2TiF_6$, замещая аммонийный радикал:

$$3Na + (NH_4)_2TiF_6 \rightarrow Na_3TiF_6 + N_2\uparrow + 4H_2\uparrow. \quad (3)$$

Часть образовавшегося натрия вступает в реакцию с AlF_3 при температуре 800 °С:

$$1{,}5Na + AlF_3 = 0{,}5Na_3AlF_6 + 0{,}5Al. \quad (4)$$

Другая часть натрия вступает в реакцию с Na_3AlF_6 при температуре 1000 °С:

$$1{,}5Na + 0{,}5Na_3AlF_6 \rightarrow 0{,}5Al + 3NaF. \quad (5)$$

Часть оставшегося натрия вступает в реакцию восстановления с Na_3TiF_6:

$$3Na + Na_3TiF_6 \rightarrow Ti + 6NaF. \quad (6)$$

Далее идут реакции азотирования (при 1100 °С):

$$Ti + 0{,}5N_2 \rightarrow TiN; \quad (7)$$

$$Al + 0{,}5N_2 \rightarrow AlN. \quad (8)$$

Суммарная реакция:

$$AlF_3 + (NH_4)_2TiF_6 + 9NaN_3 = AlN + TiN + 9NaF + 13{,}5N_2\uparrow + 4H_2\uparrow. \quad (9)$$

Все представленные химические реакции являются полуколичественной оценкой представленной химической стадийности и механизма образования микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия в

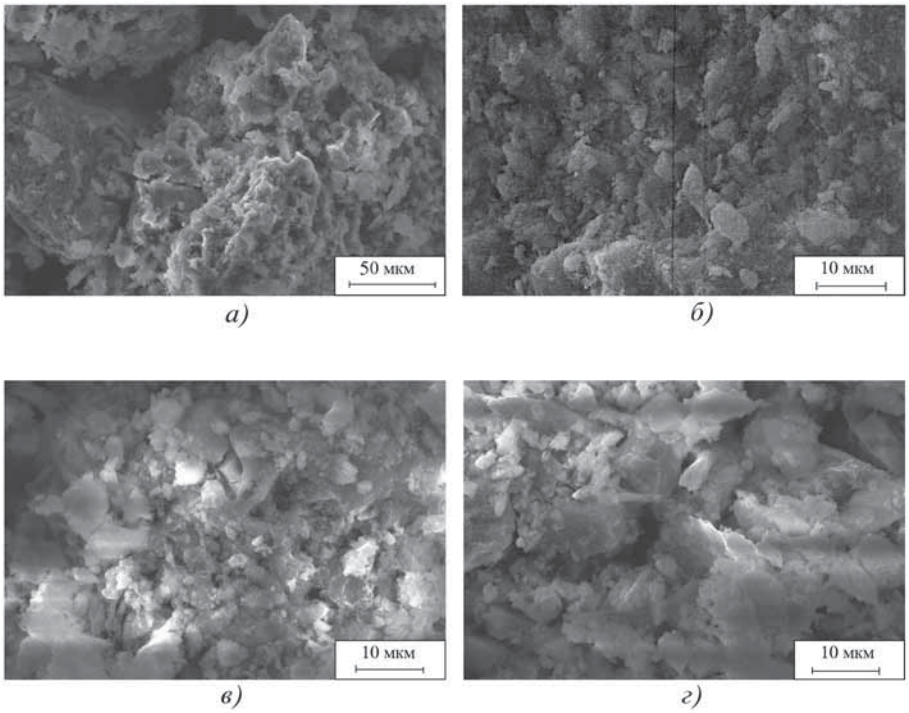


Рис. 3. Морфология порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия, синтезированного в системе $xAlF_3$–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$:
а – x = 1,5; *б* – x = 2,0; *в* – x = 2,5; *г* – x = 3,0

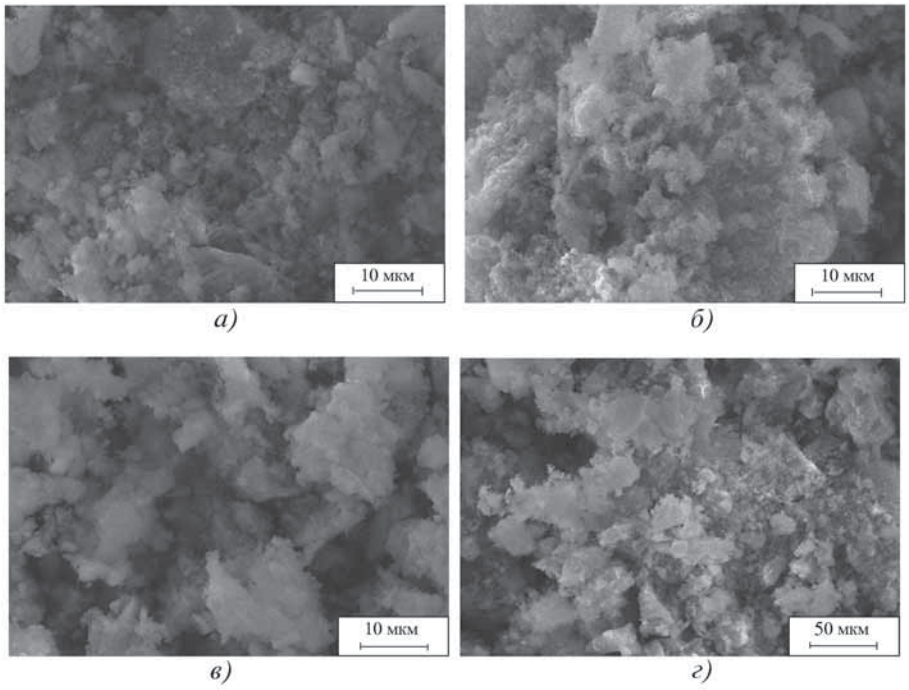


Рис. 4. Морфология порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия, синтезированного в системе AlF_3–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$:
а – y = 1,5; *б* – y = 2,0; *в* – y = 2,5; *г* – y = 3,0

системе фторид алюминия–гексафтортитанат аммония–азид натрия в режиме горения и рассматриваются как наиболее вероятные.

Заключение. Изучены процессы горения азидных систем СВС и синтеза микро- и нанокомпозиции нитрид титана–нитрид алюминия. Исследовано влияние соотношения компонентов (x и y) в системе $xAlF_3$–$y(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ на скорость, температуру горения и кислотно-щелочной баланс при синтезе микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия.

Исследовано структурообразование и морфология порошка микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия в системе фторид алюминия–гексафторититана аммония–азид натрия. Установлено, что в системе AlF_3–$(NH_4)_2TiF_6$–$9NaN_3$ композиция нитрид титана–нитрид алюминия получается в виде микро- и наноструктурированных частиц. Частицы композиции TiN–AlN имеют средний размер частиц 1...4 мкм, что позволяет их отнести к микропорошкам.

Исследована химическая стадийность образования микро- и нанокомпозиции нитридов титана и алюминия в системе фторид алюминия–гексафторититана аммония–азид натрия. Рассмотрены возможные реакции, проходящие во фронте горения и приводящие к образованию композиции нитридов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Амосов А.П., Бичуров Г.В.** Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов. М.: Машиностроение-1, 2007.

2. **Шиганова Л.А.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез микро- и нанопорошков нитридов титана, хрома, молибдена и вольфрама с применением азида натрия и галогенидов: автореф. дис...канд. техн. наук. Самара: СамГТУ, 2010.

Юлия Владимировна Титова,
titova600@rambler.ru;
Людмила Александровна Шиганова,
канд. техн. наук;
Дмитрий Александрович Майдан,
канд. техн. наук;
Георгий Владимирович Бичуров, д-р техн. наук

УДК 621.679

И.Г. Шубин, М.И. Румянцев, Е.Н. Степанова
(Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова)

Оценка результативности и стабильности производства грузоподъемных канатов

Результативность и стабильность производства канатов определяется влиянием совокупности многих факторов. Анализ результатов действующего производства выявил необходимость применения контрольных карт, что позволит снизить влияние человеческого фактора на процесс производства. Создание модели по прогнозированию изменения показателей качества канатов повысит стабильность технологического процесса производства канатов и его качество.

Ключевые слова: канат; проволока; показатели качества; контрольные карты; результативность и стабильность производства; технологические факторы.

Effectiveness and stability of cables manufacture is determined by influence of many factors totality. The analysis of operating manufacture results revealed the necessity of control cards use. This can reduce the human factor effect on manufacturing process. The model creation of cable's quality rates change prediction will rise the stability of its technological manufacturing process and quality.

Keywords: cable; wire; quality rates; control cards; effectiveness and stability of manufacture; technological factors.

Одним из наиболее востребованных видов продукции метизного передела являются стальные канаты. Качество канатов определяет надежность и безопасность при их использовании, а также их долговечность и эксплуатационный ресурс.

Повышенный технический ресурс (долговечность) грузоподъемных канатов определяется не только качеством используемой для их производства канатной проволоки (ГОСТ 7372), которая должна обладать максимально возможной прочностью при высоких пластических свойствах, но и технологическими факторами их производства.

Варьируемость исходных свойств проволоки и технологических параметров свивки каната определяет разброс значений показателей качества готового каната.

Возможность и достоверность предсказания свойств, характеристик качества каната позволит обеспечить стабильность получения качественной продукции и повысить ее конкурентоспособность.

Создание модели прогнозирования характеристик качества каната основано на построении зависимостей характеристик качества от факторов технологического процесса свивки каната. Оценка неслучайности, влияние погрешности измерения и т.д., изменения значений характеристик качества имеют ключевое значение при построении данной модели.

Исходными данными для анализа изменения физико-механических свойств являются значения временного сопротивления разрыву, числа перегибов и числа скручиваний, подобранные по маркировочным группам и диаметру проволок в канате.

Дерево показателей качества исходной и свитой в канат проволок представлено на рис. 1.

Для анализа изменения физико-механических свойств проволок вычислялись описательные статистики их распределения.

Свидетельством изменения свойств могут быть отличия средних выборочных значений исходной и свитой в канат проволок.

Так как различия средних значений могут быть вызваны не объективно действующими закономерностями, а случайными причинами, то сравнивали средние значения по двухвыборочному *t*-тесту для средних. *t*-критерий можно применять даже при сравнении выборок объемом 10 и менее, если переменные внутри групп распределены нормально [1]. Поэтому предварительно выполнили проверку нормальности распределений свойств проволок.

Для малых выборок наиболее подходящим считают метод проверки нормальности по асимметрии и эксцессу. В соответствии с данным методом распределение можно считать нормальным, если отношения выборочной асимметрии A к ее стандартному отклонению S_A, а также выборочного эксцесса E к его стандартному отклонению S_E отвечают условиям:

$$|A|/S_A \le 3; \quad (1)$$

$$|E|/S_E \le 3. \quad (2)$$

Для всех анализируемых случаев гипотеза о соответствии распределения свойств проволок нормальному закону справедлива.

Сущность используемого *t*-теста состоит в следующем. Выдвигают нулевую гипотезу $H_0: \bar{x}_1 = \bar{x}_2$ и рассчитывают статистику:

$$t = \frac{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}{\sqrt{\frac{s_1^2}{n_1} + \frac{s_2^2}{n_2}}}, \quad (3)$$

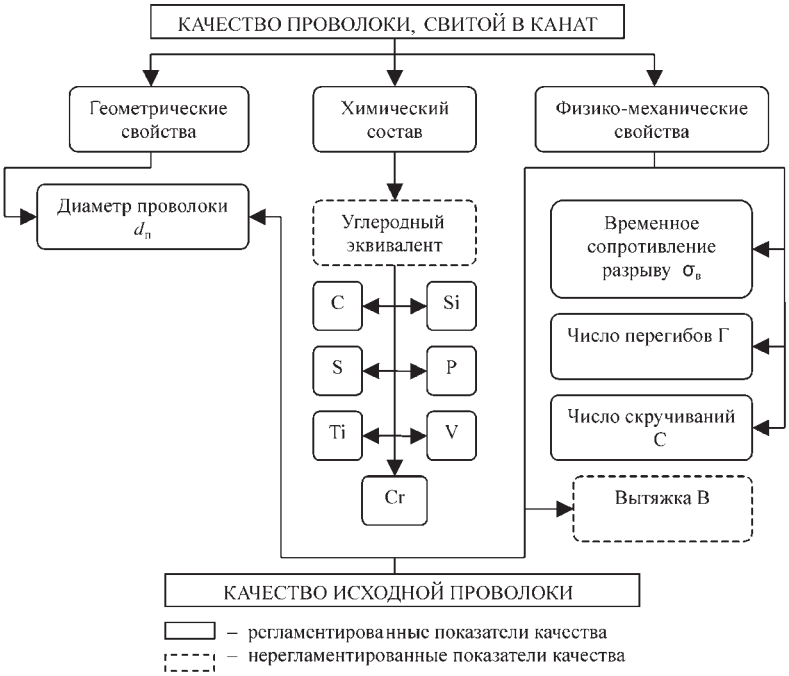


Рис. 1. Дерево показателей качества исходной и свитой в канат проволок

распределение которой близко к распределению Стьюдента с числом степеней свободы

$$k = \frac{\left(s_1^2/n_1 + s_2^2/n_2\right)^2}{\dfrac{\left(s_1^2/n_1\right)^2}{n_1 - 1} + \dfrac{\left(s_2^2/n_2\right)^2}{n_2 - 1}}. \quad (4)$$

Далее для заданного уровня значимости α определяют одностороннее t_α и двустороннее $t_{\alpha/2}$ критические значения распределения Стьюдента и сравнивают их со статистикой t. Если условия выполняются, то нулевая гипотеза должна быть отвергнута:

$$|t| \geq t_\alpha \quad (5)$$

или

$$|t| \geq t_{\alpha/2}. \quad (6)$$

Это означает, что отличие между сравниваемыми средними выборочными не является случайным.

Расчеты выполняли в среде MS Excel. Критические значения распределения Стьюдента находили при доверительной вероятности 95 %, что соответствует уровню значимости α = 5 % (или α = 0,05).

Соотношения (5) и (6) выполняются для числа перегибов проволок в канате диаметром 18 мм маркировочных групп 200, 190, 180 и диаметром 19,5 мм маркировочных групп 190 и 180. Следовательно, число перегибов проволоки, свитой в канат, меньше, чем исходной. Справедливость такого вывода подтверждается также тем, что вероятность его ошибочности по одностороннему критерию $p(|t| \leq t_\alpha)$ = = 0,001, а по двухстороннему $p(|t| \leq t_{\alpha/2})$ = 0,002 для проволок в канате 18 мм маркировочной группы 200, т.е. данный вывод можно считать достоверным с вероятностью 99,8 %.

Результаты сравнения средних значений временного сопротивления разрыву исходной и свитой в канат проволок и числа скручиваний проволок также подтверждают достоверность неслучайного различия их средних значений.

Для оценки результативности и стабильности процесса производства канатов были построены контрольные карты *X–R* по таким показателям качества, как: временное сопротивление разрыву, число перегибов (рис. 2), число скручиваний.

По результатам анализа контрольных карт можно сделать вывод, что проволоки, из которых сделаны канаты, соответствуют ГОСТ 7372–79. Однако на этих картах присутствуют признаки проявления особых причин:

- точки за контрольными границами на *X*-карте вследствие влияния человеческого фактора или изменения в измерительной системе;
- точки слишком близки к среднему, что свидетельствует о возможном редактировании данных.

Для определения влияния технологических факторов процесса производства канатов на их показатели качества был проведен множественный регрессионный анализ с применением математического аппарата программы STATISTICA [2].

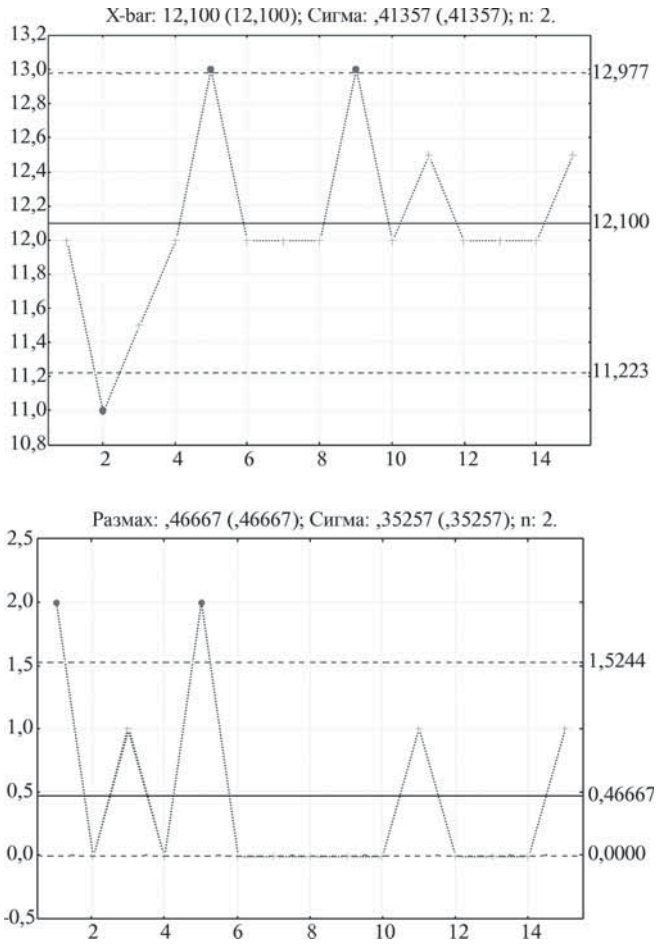


Рис. 2. *X–R* карты по числу перегибов проволоки диаметром 1 мм

Результаты множественного регрессионного анализа

Уравнение регрессии	$F_{0,95}$	$F_р$	R^2
$\sigma_в^к = 308{,}56 - 89{,}99\sigma_в^п/\sigma_{в\ ном} + 7{,}24О/H_{св} - 16{,}91H_{св}/L_{св} - 3191{,}88d_п/H_{св} + 259{,}05d_п/d_{пл} + 71{,}47С_{экв} - 105{,}19d_п/d_к$	7,177	1,917	0,07
$\sigma_в^к/\sigma_{в\ ном} = 1{,}053 + 0{,}001\sigma_в^п/\sigma_{в\ ном} - 0{,}031d_п/H_{св} - 0{,}016H_{св}/L_{св} - 8{,}988d_п/H_{св} + 1{,}859d_п/d_{пл} - 0{,}160С_{экв} - 0{,}111d_п/d_к$	7,177	2,156	0,08
$Г = 25{,}28 + 32{,}09\sigma_в^п/\sigma_{в\ ном} - 11{,}63О/H_{св} + 1{,}09H_{св}/L_{св} + 9580{,}67d_п/H_{св} - 1783{,}4d_п/d_{пл} + 25{,}39С_{экв} - 561{,}48d_п/d_к$	7,177	13,899	0,35
$C_к = 43{,}21 + 12{,}98\sigma_в^п/\sigma_{в\ ном} + 13{,}21О/H_{св} - 9{,}72H_{св}/L_{св} - 4702{,}1d_п/H_{св} + 638{,}72d_п/d_{пл} + 2{,}19С_{экв} - 193{,}41d_п/d_к$	7,177	8,172	0,24

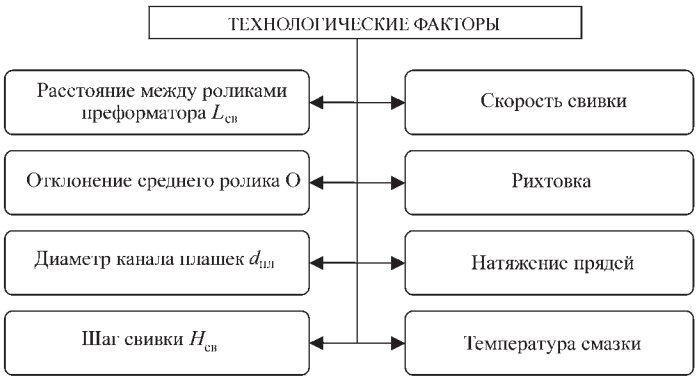


Рис. 3. Технологические факторы процесса производства канатов

Технологические факторы процесса производства канатов, влияющие на качество готовой продукции, представлены на рис. 3.

Полученные регрессионные зависимости для проволок конкретных диаметров 0,65; 0,7; 0,8; 0,9; 1,0; 1,1; 1,2; 1,3; 1,4; 1,5; 1,6 мм имеют малую значимость и могут применяться только для определенного диаметра. Для расширения области применения регрессионных зависимостей наиболее целесообразно рассматривать инвариантные данные.

Расширенное число наблюдений составило 185. К массиву инвариантных данных отнесены следующие технологические факторы:

$$\sigma_в^п/\sigma_{в\ ном};\ О/H_{св};\ H_{св}/L_{св};\ d_п/H_{св};$$
$$d_п/d_{пл};\ d_п/d_к;\ С_{экв}.$$

В качестве откликов были выбраны: $\sigma_в^к/\sigma_{в\ ном}$; $\sigma_в^к$; $Г_к$; $С_к$.

Влияние химического состава стали на характеристики качества проволок, свитых в канат, оценивали с применением углеродного эквивалента $С_{экв}$, определяемого по формуле

$$С_{экв} = (0{,}833C + 0{,}356Si + 0{,}312S + 0{,}323P + 0{,}192Cr + 0{,}196V + 0{,}209Ti)/10.$$

Результаты множественного регрессионного анализа представлены в таблице.

Анализируя полученные уравнения регрессии, можно отметить следующее: регрессионные зависимости $\sigma_в^к$ и $\sigma_в^к/\sigma_{в\ ном}$ от технологических факторов процесса производства каната не значимы, так как $F_р < F_{0,95}$. Однако это не соответствует действительности. Зависимости числа перегибов и скручиваний значимы, так как $F_р > F_{0,95}$, но имеют достаточно малый коэффициент детерминации.

Причиной этому может быть как человеческий фактор, так и технические несовершенства (неточное снятие показаний приборов, неточная настройка оборудования).

Таким образом, создание модели для прогнозирования показателей качества готового каната с использованием множественного регрессионного анализа позволяет оценивать и влиять на результативность их производства. Для повышения стабильности процесса производства канатов необходимо применение контрольных карт и внедрение карты процесса производства каната, которые в совокупности позволят снизить влияние человеческого фактора и выявлять тенденцию к ухудшению качества изделия задолго до того, как существенно возрастет доля бракованной продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Минько А.А.** Статистический анализ в MS EXSEL. М.: Вильямс, 2004. 448 с.

2. **Халифан Л.Л.** Статистика 6. Статистический анализ данных. М.: Бином, 2007. 508 с.

Игорь Геннадьевич Шубин, канд. техн. наук,
shubin64@mail.ru;
Михаил Игоревич Румянцев, канд. техн. наук;
Екатерина Николаевна Степанова

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 09.04.2012 г. Подписано в печать 17.05.2012 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,22. Заказ 261. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.