ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 7 июль 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Шипельников А.А., Роготовский А.Н., Бобылева Н.А., Скаков С.В. Моделирование истечения расплава из погружных стаканов с учетом различной конфигурации донной части и вертикального участка машины непрерывного литья заготовок 3

Гуреева М.А., Грушко О.Е., Клочков Г.Г. Исследование свойств сварных соединений алюминиевого сплава В1341, выполненных контактной точечной сваркой 8

Кузнечно-штамповочное производство

Грязев М.В., Ларин С.Н., Пасынков А.А. Исследование напряженного и деформированного состояния и накопленных микроповреждений при обжиме трубной заготовки в конической матрице 13

Кузин А.О. Экспериментальное подтверждение теоретических результатов исследования штампа для гибки плоских заготовок с упругим элементом 18

Прокатно-волочильное производство

Арюлин С.Б., Камоничкин Д.Т. Теоретическое определение параметра геометрии очага деформации при маятниковой прокатке 22

Материаловедение и новые материалы

Осинцев О.Е., Васенев В.В., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Бецофен С.Я., Тюльпакова Р.В. Разработка режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al—Si—Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов 29

Соколов Ю.А., Павлушин Н.В., Кондратьев С.Ю. Гибридная технология синтеза композиционных порошковых изделий с использованием источника высокоэнергетических ионов 37

Информация

Поксеваткин М.И., Герман С.В., Иванайская Е.А., Басова Е.М. Алгоритмизация технологических параметров закрытой объемной штамповки 44

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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2016

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 7 July 2016

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

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

Journal is registered by Ministry of Telecom and Mass Communications of the Russian Federation. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Shipel'nikov A.A., Rogotovsky A.N., Bobyleva N.A., Skakov S.V. Computational modeling of melt outflow from submerged nozzles assuming various configuration of nozzle bottom part and vertical section of continuous casting machine 3

Gureeva M.A., Grushko O.E., Klochkov G.G. Study of properties of welded joints of aluminum alloy V1341 made by resistance spot welding 8

Forging and Stamping Production

Gryazev M.V., Larin S.N., Pasynkov A.A. Study of stress and strain state and accumulated microdamages at pressing of tubular billet in conical matrix 13

Kuzin A.O. Experimental confirmation of theoretical results research of die for bending of flat blanks with elastic element 18

Rolling and Drawing Production

Aryulin S.B., Kamonichkin D.T. Theoretical determination of deformation zone geometry parameter at pendulum rolling 22

Physical Metallurgy and New Materials

Osintsev O.E., Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N., Betsofen S.Ya., Tyul'pakova R.V. Development of degassing modes of powders and powder compositions of Al—Si—Ni alloys and obtaining from them briquettes and deformed semifinished items 29

Sokolov Yu.A., Pavlushin N.V., Kondrat'ev S.Yu. Hybrid technology of synthesis of composite powder products with use of ionic bunch 37

Information

Poksevatkin M.I., German S.V., Ivanayskaya E.A., Basova E.M. Algorithmization of technological parameters of closed die forging 44

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"

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2016

УДК 669.184

А.А. Шипельников, А.Н. Роготовский, Н.А. Бобылева, С.В. Скаков
(Липецкий государственный технический университет)

Моделирование истечения расплава из погружных стаканов с учетом различной конфигурации донной части и вертикального участка машины непрерывного литья заготовок

Приведены результаты численного моделирования методом конечных элементов решения тепловых и гидродинамических задач при использовании погружных стаканов различной конфигурации на машине непрерывного литья заготовок с вертикальным участком.

Ключевые слова: моделирование гидродинамики расплава; истечение; машина непрерывного литья заготовок; погружной стакан; переходный режим.

Thermal and hydrodynamic problems of submerged nozzles of continuous casting machine with vertical section, assuming different configurations is solved by computational finite element modeling.

Keywords: melt hydrodynamics modeling; melt outflow; continuous casting machine; submerged nozzle; transient state.

Непрерывная разливка стали на слябы в настоящее время является основным элементом сталеплавильного кластера черной металлургии при условии реализации группой компаний листового проката и в случае экспорта товарных слябов (например, группа компаний ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат" и ПАО "Северсталь").

Основными *машинами непрерывного литья заготовок* (МНЛЗ) для крупносерийного производства слябов размерами 150...300× ×1100...1950×4500...12000 мм являются двухручьевые установки вертикального и криволинейного типов с вертикальным участком зоны вторичного охлаждения под кристаллизатором для более полного и быстрого удаления шлаковых (неметаллических) включений в шлаковый покров кристаллизатора [1].

Практикой доказано, что наиболее чистые слябы по критерию наличия неметаллических включений в макроструктуре отливаются на вертикальных МНЛЗ, на втором месте находятся криволинейные МНЛЗ с вертикальным кристаллизатором и участком зоны вторичного охлаждения сразу с группы подбоя [1, 2].

Наряду с изменением конструкции и дизайна промежуточного ковша МНЛЗ, применением различных схем подвода инертного газа (аргона и реже азота), различных по составу и крупности шлакообразующих смесей изменение типа конструкции элементов погружного стакана вместе или по отдельности со стаканом-дозатором позволяет существенным

образом воздействовать на направленность и скорость формируемых в объеме кристаллизаторов микропотоков расплава с учетом траектории движения шлаковых частиц. Движение этих частиц в первом приближении может быть описано уравнением Навье—Стокса, что предопределяет качество макроструктуры слябов, а в ряде случаев и максимальную производительность ручья установки с учетом заданного потребителем уровня дефектности заготовок (например, по шкале Маннесманна) [2—7].

Важным технологическим узлом современной МНЛЗ является зона "промежуточный ковш — кристаллизатор". Первый элемент помимо функции бесперебойного дозирования расплава выполняет функцию поточного непрерывного металлургического агрегата, а кристаллизатор является главным элементом установки, в котором формируется прочная к ферростатическому давлению корочка слитка и закладывается будущий уровень дефектности сляба по критерию шлаковых включений на поверхности и неметаллических включений по внутренней структуре [2—7].

Известно, что положение погружного стакана в кристаллизаторе и его конструкция особенно в донной (головной) части могут значительно изменять картину течения жидкой стали в процессе непрерывной разливки. Например, в работе [3] приведены исследования влияния угла наклона и размеров выходных отверстий погружного стакана на характер течения расплава, колебания свободной поверхности и профиль кристаллизующейся оболочки. Ширина сляба также во многом определяет характер распределения потоков в кристаллизаторе и при этом большое значение приобретают процессы волнообразования и вихреобразования на зеркале металла [4].

Применение безнапорных погружных стаканов со смещенными выходными отверстиями, создающими направленное вращательное движение расплава в кристаллизаторе, является одним из направлений получения качественных непрерывно-литых заготовок [2, 6]. Например, в основу экспериментов [7] положены две основные конструкции погружных стаканов: с ловушкой и рассекателем, которые являются основными при разливке конструкционных марок стали на слябы.

Промышленный эксперимент, проведенный на Алчевском металлургическом комбинате (Украина) на установке для непрерывного литья слябов с кристаллизатором вертикального типа, подтвердил результаты математического моделирования в "ANSYS" и на холодной модели — погружной стакан с рассекателем показал себя более стабильно с точки зрения формирования приемлемого распределения поля скоростей микропотоков по объему кристаллизатора, чем в варианте с ловушкой.

Однако известны и другие мнения, в том числе и по конфигурации донной части стаканов [4, 5]. Поэтому конструкция погружных стаканов требует дальнейшей оптимизации конфигурации внутренней и донной частей, количества и формы выпускных отверстий, их сечения, угла наклона истекающих потоков, а теория непрерывной разливки стали — структурированной и непротиворечивой модели-гипотезы влияния параметров конструкции и монтажа стакана на гидродинамические и тепловые особенности формирования твердой корочки слитка при условии удаления шлаковых включений в шлаковую фазу зеркала расплава в кристаллизаторе МНЛЗ.

Известно об успешном применении некоторых конечно-разностных CAE-систем, таких как, например "ANSYS", при условии высокой сходимости компьютерного моделирования, холодного моделирования и промышленных экспериментов [6, 7].

В данном случае моделирование процесса непрерывной разливки проведено в лицензионной системе "ProCAST 2013.5" в лаборатории кафедры металлургических технологий Липецкого государственного технического университета. Построение рабочих чертежей и создание 3D-модели сборки, состоящей из кристаллизатора, погружного стакана и расплава, осуществлено в CAD-системе "Компас 3DV14". В качестве аппаратного обеспечения моделирования использована инженерная станция на базе "Intel Corei7", 3600 Гц, 64 Гб, HDD 1 Тб [8]. Затрачено более 2000 астрономических часов непрерывного расчета моделей.

Компьютерное моделирование проведено без имитации шлакового покрова и режима возвратно-поступательного движения кристаллизатора. Исходные данные численного моделирования истечения расплава одинаковые для всех вариантов конструкций погружных стаканов: бесперебойное снабжение сля-

бового кристаллизатора жидкой сталью марки J008A с начальной на входе в цилиндрическую хвостовую часть стакана линейной скоростью 68,0...97,7 м/мин и температурой 1540 °С. При этом учтена достигаемая на практике максимальная рабочая скорость разливки на МНЛЗ криволинейного типа 1,2 м/мин при сечении сляба 150...250×1200...1400 мм с соблюдением принципа равенства массовых скоростей (расходов расплава) на входе в цилиндрическую часть погружного стакана промежуточного ковша и на выходе из кристаллизатора высотой 1000...1100 мм при вертикальном участке примыкающей к кристаллизатору зоны вторичного охлаждения 1800...2000 мм.

Как и в работе [8], здесь и далее имеется в виду *детерминированный динамический режим* (ДДР) работы МНЛЗ, характеризующийся стабильными условиями функционирования (режим возвратно-поступательного движения кристаллизатора, расход и уровень шлакообразующих смесей, температура и скорость расплава на входе в стакан и др.) и завершенностью процесса первичной кристаллизации корочки непрерывного слитка на выходе из кристаллизатора — сформирована твердая оболочка слитка с жидкой сердцевиной заданной толщины, которая обычно составляет от 18 до 25 мм при высоте отечественных медных кристаллизаторов 1000...1100 мм.

Таким образом, процесс формирования твердой корочки слитка практически просчитан программой с приемлемым уровнем сходимости решения системы дифференциальных уравнений нестационарной теплопроводности при каждом последующем шаге итераций.

Особенность постановки задач исследований при варьировании формы и угла расположения выходных отверстий стакана при наличии и отсутствии рассекателя потоков заключалась в следующем:

1) проанализировать трехмерное поле скоростей, формируемых микропотоков расплава в пристеночной зоне по малой грани сляба (пятно размывания формирующейся корочки) при варьировании глубины установки стакана от 200 до 350 мм с получением адекватной математической (статистической) модели связи параметров процесса разливки;

2) проанализировать трехмерное поле скоростей в подшлаковой зоне (под зеркалом расплава в кристаллизаторе), определить интенсивность формируемых кольцевых зон циркуляции расплава с получением адекватной математической (статистической) модели и учете градиента температур вблизи зеркала расплава;

3) получить адекватную математическую модель (уравнение регрессии) взаимосвязи параметров конфигурации выходных сечений отверстий погружного стакана, средней скорости потоков и толщины корочки слитка при варьировании высоты кристаллизатора от 900 до 1100 мм и условии стабилизации характера распределения поля скоростей и изменения абсолютных значений векторов скоростей при последующих шагах расчета не более чем на 10 % отн.

Далее приведены основные результаты проделанных исследований, которые в настоящее время еще не завершены. На рис. 1 (см. обложку) представлен растровый график поля распределения скоростей при учете нарастания твердой корочки слитка в кристаллизаторе при использовании двух базовых конструкций головной части стаканов: ловушки и рассекателя потока.

При использовании ловушки и прочих равных условиях для кристаллизатора размерами 250×1100×1400 мм пятно размыва твердой корочки слитка находится на расстоянии около 350 мм по высоте от мениска расплава (или 39 % от общей высоты кристаллизатора), тогда как при использовании рассекателя место удара струи о стенку смещается в нижнюю часть кристаллизатора (около 440 мм или 49 %), т.е. размыв может происходить в зоне большей толщины твердой фазы заготовки.

Получены уравнения зависимости средней скорости главного потока расплава, который формируется на выходе из отверстия стакана, частично ударяется об узкую грань кристаллизатора (корочку слитка), формируя два главных потока: восходящий, закручивающийся в районе мениска-зеркала и нисходящий, который подвергается дальнейшей диссипации в вертикальной плоскости (см. рис. 1 и 2).

По-видимому, при учете вертикальной части МНЛЗ (участок зоны вторичного охлаждения непосредственно в зоне под кристаллизатором) необходимо иметь ввиду влияние типа стакана на характер гидродинамики формируемых потоков на расстоянии до 1500...1800 мм от зеркала металла. Далее эффект влияния

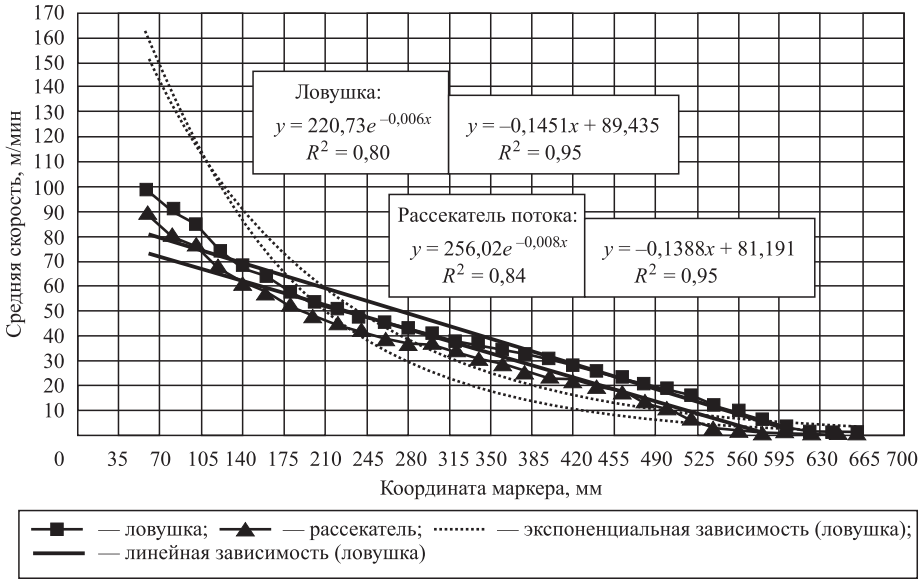


Рис. 2. Изменение средней скорости формируемого потока расплава вдоль широкой грани сляба

типа конфигурации рассеивается и начинает преобладать фактор типоразмера слитка и толщины сформированной корочки при заданной скорости разливки [6—8].

Ниже представлена система регрессионных уравнений, описывающих изменение средней скорости первичного потока по двум координатам (x — координата вдоль широкой грани от центра стакана, y — координата по высоте кристаллизатора от зеркала расплава), которая получена статистической обработкой данных более 30 маркеров для каждого типа стакана:

для варианта с ловушкой:

$$v_{ср} = 89{,}44 - 0{,}15x,\ R^2 = 0{,}95; \quad (1)$$

$$v_{ср} = 162{,}94 - 0{,}48y,\ R^2 = 0{,}95; \quad (2)$$

для варианта с рассекателем потока:

$$v_{ср} = 82{,}90 - 0{,}15x,\ R^2 = 0{,}96; \quad (3)$$

$$v_{ср} = 127{,}14 - 0{,}31y,\ R^2 = 0{,}96. \quad (4)$$

Уравнения (1)—(4), в том числе и зависимости рис. 2, хорошо согласуются с некоторыми ранее полученными выражениями для условий ДДР [1]. Как известно, роль сформированных в верхней части кристаллизатора вторичных потоков расплава состоит в перемешивании металла и выравнивании температурного поля в наиболее холодной зоне — середина половины широкой грани кристаллизатора от центральной части стакана.

На рис. 3 (см. обложку) приведено поле распределения температуры по выбранному сечению кристаллизатора: можно выделить минимум три зоны преобладания температурного градиента — в пристеночной зоне, в центральной зоне под днищем стакана и в зоне, примыкающей к наружной поверхности погружного стакана.

Вопрос об определении эффективного расстояния перемешивания расплава в формируемых вторичных потоках расплава [1] может быть решен только при условии имитации ДДР МНЛЗ с варьированием геометрии выходных сечений и донной части стаканов.

В большинстве работ по исследованию влияния типоразмера погружного стакана на характер движения расплава в кристаллизаторе не приведены (не учтены) основные факторы их апробирования, в том числе и правильности центрирования и заглубления под уровень шлака, что делает систематизацию полученных результатов крайне затруднительной [2—9]. Приведенные выше результаты моделирования являются промежуточными, полученными всего для двух основных типов стаканов с заданными параметрами донной части, и они могут меняться в результате расширения базы конструктивных особенностей объектов численных расчетов.

Заключение. В настоящее время можно отметить положительные тенденции в теоретическом изучении и обосновании закономерностей движения расплава в слябовых кристаллизаторах МНЛЗ при использовании современных CAE-систем инженерного анализа, среди которых лидером является "ProCast", позволяющий добиваться совместного решения тепловой (нарастание твердой корочки слитка) и гидродинамической задачи разливки стали.

По данным зарубежных исследователей проблематики улучшения качества управле-

ния технологией разливки, известно о высокой степени сходимости результатов численного моделирования процесса с наблюдаемым изменением качества слябов в первую очередь по критериям сталеплавильных дефектов, связанных с наличием шлаковых (неметаллических) включений.

Полученные выражения для оценки изменения скорости движения потоков, данные по смещению пятен размыва корочки и наличию градиентных температурных зон в различных зонах пространства кристаллизатора могут быть полезны инженерам-практикам, занимающимся выбором погружных стаканов для конкретных условий производства и типов МНЛЗ. Данные результаты актуальны и для сталелитейного производства кузнечных заготовок сложной конфигурации, чувствительных к величине и форме усадочных раковин и наличию шлаковых включений, в случае использования крупных изложниц совместно с промежуточными мини-ковшами при разливке стали сверху.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проблемы** моделирования подачи стали в машинах непрерывной разливки / Н.Л. Рябчиков, Т.И. Страшко, Т.Н. Трыкова // Машинобудування: збірник наукових праць. 2007. № 1. С. 143—152.

2. **Гидростабилизирующие** способы подвода расплава в слябовые кристаллизаторы МНЛЗ / В.Н. Гущин, А.В. Куклеев, В.М. Паршин // Сталь. 2007. № 7. С. 16—19.

3. **Создание** закручивающего эффекта расплава в кристаллизаторах с помощью безнапорных разливочных стаканов / В.Н. Гущин, В.М. Паршин, А.В. Куклеев // Сталь. 2006. № 12. С. 21—23.

4. **Управление** потоками стали в кристаллизаторе МНЛЗ с помощью разливочных стаканов / В.И. Ильин, Л.К. Федоров, Б.А. Короткое и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2002. № 9. С. 19—22.

5. **Effect** of SEN Design jn Fluctuation and Solidifing Shell in Slab Nold and its Optimization / D.F. Wu, S.S. Cheng // Asta Metallurgica Sinica. 2008. 21. № 3. P. 341—350.

6. **Моделирование** процессов поведения жидкой стали в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ / А.Н. Смирнов, А.В. Кравченко, А.П. Верзилов, К.Е. Писмарев // Процессы литья. 2010. № 5. С. 40—47.

7. **Совершенствование** методов моделирования и оптимизация параметров систем дозирования стали в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ / А.Н. Смирнов, А.В. Кравченко, А.П. Верзилов // Научные труды Донецкого национального технического университета. Серия Металлургия. 2011. 13 (194). С. 40—47.

8. **Возможности** моделирования непрерывной разливки стали в детерминированном динамическом режиме работы слябовой МНЛЗ / Н.А. Бобылева, А.А. Шипельников, А.Н. Роготовский, В.В. Семенихин // Materialy XII mezinárodní vědecko — praktická konference "Věda a technologie: krok do budoucnosti — 2016". 2016. № 3. P. 47—55.

9. **Исследование** и моделирование процесса непрерывной разливки стали с помощью современных CAE-i-CAD-систем / А.А. Шипельников, А.Н. Роготовский, Н.А. Бобылева и др. // Вестник Липецкого государственного технического университета. 2016. № 1 (27). С. 38—45.

Алексей Александрович Шипельников,
канд. техн. наук;
Александр Николаевич Роготовский,
канд. техн. наук;
Наталия Александровна Бобылева,
bobyleva.n.a@yandex.ru;
Сергей Викторович Скаков

УДК 621.794.4

М.А. Гуреева, О.Е. Грушко *(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ)),*
Г.Г. Клочков *(Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов)*

Исследование свойств сварных соединений алюминиевого сплава В1341, выполненных контактной точечной сваркой

Показано влияние конструктивных элементов точечного соединения на прочностные характеристики сварных точечных соединений сплава В1341, легированного кальцием. Получено, что при уменьшении диаметра ядра на 30 % уменьшаются диаметр отпечатка от электродов и зазор между деталями в среднем на 25 %. Приведены данные по влиянию температуры нагрева на разрушающую силу на сварную точку при испытаниях на срез и на отрыв.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; контактная сварка; диаметр ядра; прочность на срез; прочность на отрыв.

Effect of the structural elements of point connection on the strength characteristics of spot weld joints of V1341 alloy doped by calcium is shown. It is founded that with decreasing of spot weld nugget diameter of the nucleus on 30 % decreases impression diameter from the electrodes and the gap between parts by average of 25 %. Data on the effect of heating temperature on destroying effort on spot weld at tests on shear and peel are presented.

Keywords: aluminum alloy; resistance welding; spot weld nugget diameter; shear strength; peel strength.

Введение. Возрастающие требования, предъявляемые к прочностным, технологическим и эксплуатационным свойствам алюминиевых деформируемых сплавов, применяющихся в авиационной промышленности, обусловлены увеличением нагрузок, расширением интервалов рабочих температур на элементах конструкции, а также стремлением использовать в производстве более технологичные сплавы с возможностью применения обработки давлением, сварки и т.д.

Для замены традиционно применяемых алюминиевых деформируемых сплавов со свойствами, не удовлетворяющими современным требованиям при разработке новых образцов летательных аппаратов, необходимо использовать более совершенные конструкционные алюминиевые сплавы с повышенными механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами.

В процессе отработки новых алюминиевых сплавов определяют качество исходного материала в полуфабрикатах, дефектность структуры и механические свойства. Затем опробывают основные технологические операции получения деталей и соединений из полуфабрикатов нового сплава, влияние факторов технологических процессов на структуру и свойства нового алюминиевого сплава, оценивают коррозионную стойкость сплава в условиях производства, хранения и эксплуатации изделий.

Перспективный алюминиевый деформируемый сплав В1341, легированный кальцием, относится к системе Al—Mg—Si. Оптимизированное соотношение содержания кремния и магния, а также дополнительное легирование кальцием придают сплаву повышенную коррозионную стойкость, возможность получения качественных сварных соединений [1, 2].

Цель работы — исследование особенностей контактной точечной сварки листов сплава В1341 и уровня их механических свойств при испытаниях на срез и отрыв при комнатной и повышенной температурах.

Материал и методика проведения экспериментов. Для проведения исследований использовали листы толщиной 2 мм из перспективного алюминиевого сплава В1341, легированного кальцием. Состояние поставки — закалка + + искусственное старение, механические свойства: $\sigma_в$ = 357 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 303 МПа; δ = 13,2 %.

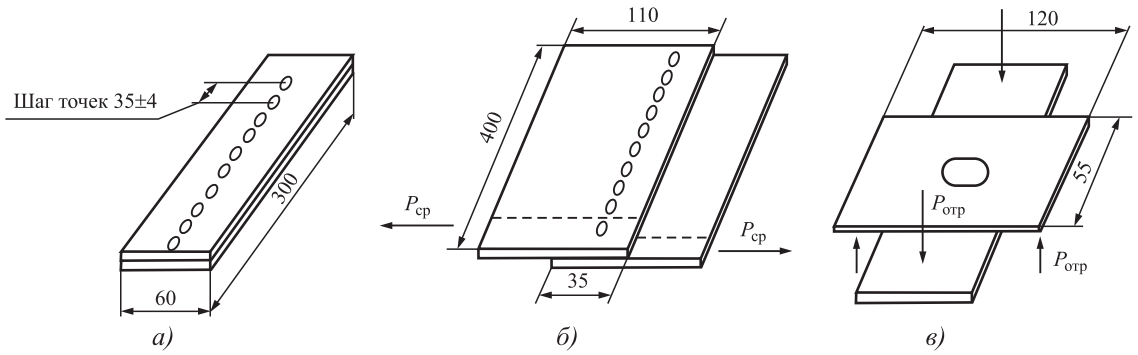


Рис. 1. Образцы для определения характеристик сварных точечных соединений:
а — образец технологической пробы; *б* — образец для испытаний на срез; *в* — образец для испытаний на отрыв

Для определения прочностных характеристик сварных точечных соединений из листов исследуемого сплава изготовляли плоские образцы (рис. 1) следующих видов: образец технологической пробы, образец для испытаний на срез и образец для испытаний на отрыв.

Образцы сваривали на трехфазной машине МТН-7501 электродами марки Мц5Б. Для проверки стабильности на номинальном режиме выполнена сварка свыше 200 точек на образцах технологической пробы с последующим их разрушением и металлографическими исследованиями. Для оценки механических свойств сварных соединений изготовляли образцы для испытаний на срез и отрыв сварной точки.

Механические характеристики ($P_{ср}$ и $P_{от}$) сварных соединений определяли по методам, приведенным в [3]. Стандартные испытания образцов проводили на машине "Schenk Trebel" с датчиком деформации А-25110.

Для изучения микроструктуры листовых полуфабрикатов из алюминиевого деформируемого сплава В1341, а также сварных соединений применяли метод микроанализа травленых и нетравленых шлифов с помощью световых микроскопов и электронно-микроскопический анализ. Для микроанализа шлифов использовали световой микроскоп Axiovert 40 MAT фирмы Carl Zeiss. Для анализа вырезали образцы из листов и сварных соединений. Из образцов изготовляли макро- и микрошлифы.

Для травления микрошлифов использовали раствор Келлера следующего состава: водный раствор 1,5 % HCl; 2,5 % HNO_3; 0,5 HF. Для травления макрошлифов применяли 15%-ный водный раствор NaOH (KOH).

Для электронно-микроскопического анализа применяли электронный растровый микроскоп EVO-50 (Carl Zeiss).

Параметры выбранного экспериментального режима точечной сварки листовых полуфабрикатов из сплава В1341 приведены в табл. 1.

Циклограмма процесса контактной точечной сварки листов алюминиевого сплава В1341 представлена на рис. 2.

Номинальный режим сварки подобран таким образом, что геометрические размеры точек и диаметр литой зоны по линии нахлеста соединяемых листов превышали минимальные значения, указанные в стандартах.

Процесс точечной сварки протекал стабильно, без образования внутренних выплесков. Отпечатки точек правильной формы, рельефные, с четкими границами. Разрушение образцов технологической пробы происходило с образованием вырыва — круглого отверстия на одной из пластин (рис. 3).

1. Параметры экспериментального режима точечной контактной сварки листов из сплава В1341

Толщина заготовок, мм	Радиус сферы электродов, мм	$F_{св}$	$F_к$	$t_к$, с	Сварочный ток	
		Н			$t_{св}$, с	$I_{св}$, кА
2,0+2,0	75	4500	8000	0,12	0,08	51

Обозначения: $F_{св}$ — сила сжатия электродов при сварке; $F_к$ —ковочная сила сжатия электродов; $t_к$ — время приложения ковочной силы относительно начала импульса сварочного тока; $t_{св}$ — длительность импульса тока сварки; $I_{св}$ — ток сварки.

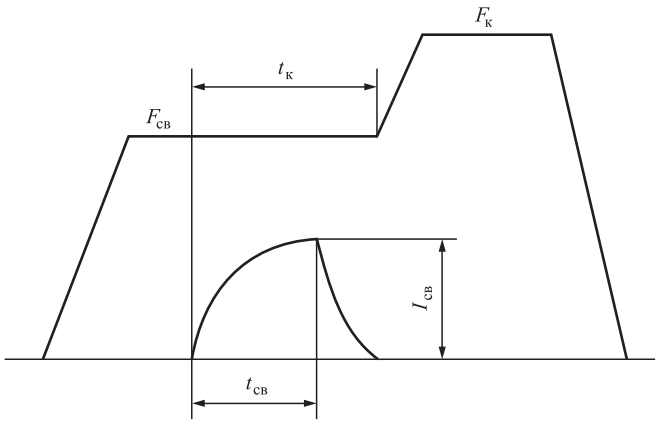


Рис. 2. Циклограмма процесса контактной точечной сварки сплава В1341 на машине МТН-7501

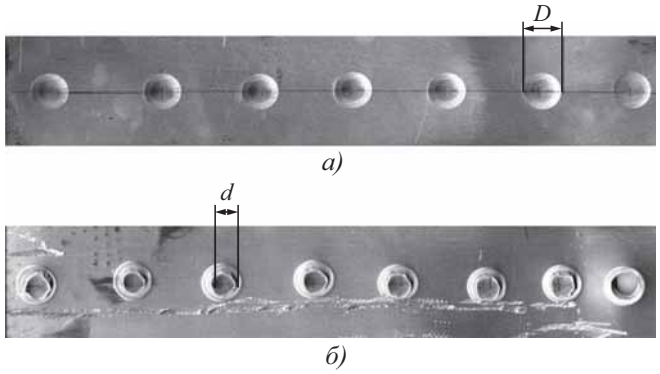


Рис. 3. Образец технологической пробы:
а — до разрушения; *б* — после разрушения; *D* — диаметр отпечатка; *d* — диаметр ядра сварочной точки

Результаты экспериментов и их обсуждение. При выполнении точечной сварки в производственных условиях возможно отклонение энергетического параметра режима сварки — длительности импульса тока сварки $t_{св}$. Для оценки качества сварного точечного соединения при отклонении длительности импульса тока сварки от номинального значения сваривали образцы технологической пробы с изменением $t_{св}$.

После разрушения образцов технологической пробы замеряли диаметры отпечатков и диаметры ядер сварных точек. Результаты испытаний приведены на рис. 4.

Из представленных графиков видно, что при снижении длительности импульса тока сварки происходит уменьшение диаметра отпечатка и диаметра литого ядра сварной точки. Это объясняется тем, что при снижении энерговложения в зону сварки диаметр ванны с расплавом уменьшается.

В качестве минимального диаметра литого ядра для сварных соединений из листов алюминиевого сплава В1341, легированного кальцием, принимали средний фактический диаметр литого ядра сварной точки при отработке режима сварки на образцах технологической пробы.

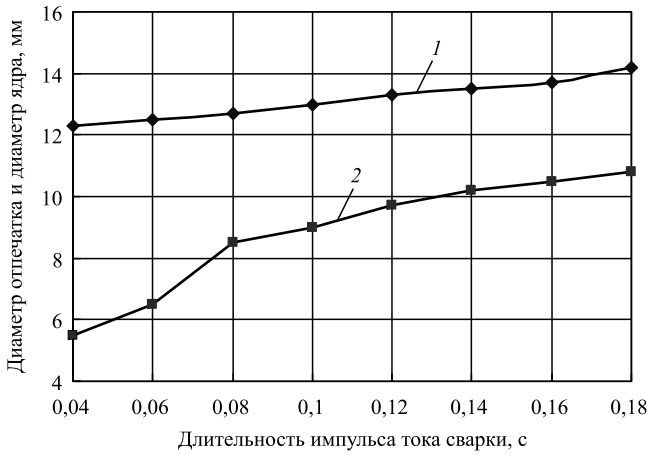


Рис. 4. Зависимости диаметра отпечатка (*1*) и диаметра литого ядра (*2*) от длительности импульса тока сварки при точечной сварке листов из сплава В1341 толщиной 2 мм

Результаты механических испытаний сварных соединений из листов сплава В1341 на срез и отрыв следующие: средняя сила разрушения сварной точки при срезе $P_{ср}$ = 5100 Н, а при отрыве $P_{отр}$ = 2400 Н.

Так как полуфабрикаты из сплава В1341 планируется применять в конструкциях, работающих при повышенных температурах, необходимо определить прочностные характеристики сварных точечных соединений в диапазоне температур 100...300 °С.

Результаты определения механических характеристик сварных точечных соединений листов сплава В1341 при повышенных температурах приведены на рис. 5. Характер кривых на рис. 5 позволяет сделать вывод о том, что при нагревах в интервале температур 100...300 °С механические характеристики сварных точечных соединений листов сплава В1341 линейно снижаются.

До температуры 175 °С значения механических характеристик сварных соединений сплава В1341 соответствуют требованиям стандартов. При этом динамика падения механических свойств и их значения при более высоких температурах позволяют применять сплав в сварных малонагруженных конструкциях, эксплуатирующихся до 300 °С.

Число сварных точек в таких конструкциях, работающих при повышенных температурах,

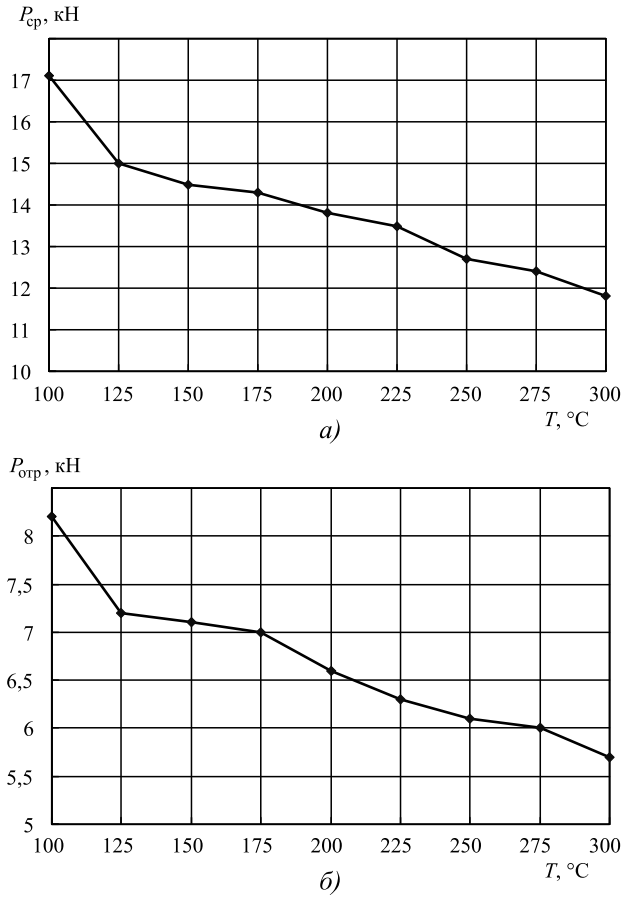


Рис. 5. Зависимости силы среза $P_{ср}$ (*а*) и силы отрыва $P_{отр}$ (*б*) сварной точки из сплава В1341 от температуры нагрева T

следует назначать с учетом падения механических свойств.

Макроструктура поперечных сечений сварных соединений показана на рис. 6. Структура сварных точек плотная, без трещин, пористости и других несплошностей. В приграничной области по окружности литого ядра в направлении теплоотвода просматривается периферийная зона столбчатых кристаллов.

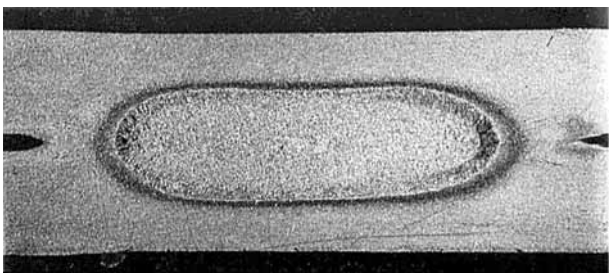


Рис. 6. Макроструктура сварной точки листов из сплава В1341 толщиной 2 мм в состоянии закалка + искусственное старение. ×3

Центральная часть литой зоны — мелкозернистая, дезориентированная, что характерно для случая быстрого затвердевания объема металла при переохлаждении. Такая структура сварной точки свидетельствует о хорошей технологической свариваемости листов из сплава В1341.

В производственных условиях необходимо контролировать точечные сварные соединения для исключения дефектов, ведущих к разрушению ответственных конструкций. Самым надежным, обеспечивающим наибольшую достоверность определения диаметра ядра точек является рентгеноконтроль с применением рентгеноконтрастных материалов.

При выборе рентгеноконтрастного материала учитывают следующее: коррозионную стойкость фольги и сварного соединения; температура плавления фольги должна быть не выше температуры плавления сплава; получение контрастной светотеневой картины точки на рентгеноснимке; отсутствие заметного снижения прочности и пластичности соединения.

Для контроля качества сварных точечных соединений из алюминиевого сплава В1341 в качестве рентгеноконтрастного материала использовали фольгу состава Al—10 % Ag (СрА10). На рис. 7 приведена типичная рентгенограмма сварной точки алюминиевых сплавов с применением фольги СрА10.

Для использования в сварных конструкциях термоупрочняемых сплавов, к которым относится сплав В1341, важным аспектом является

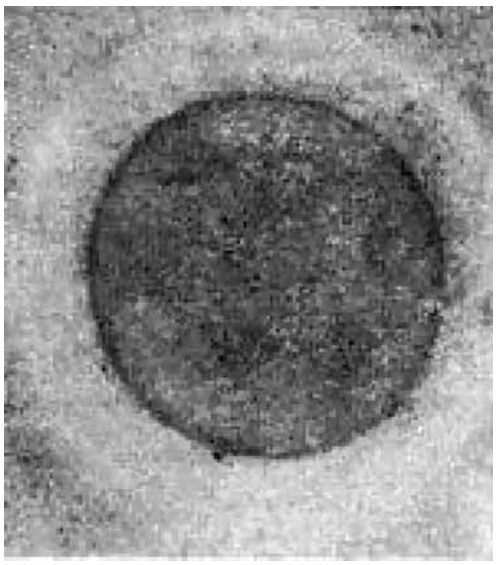


Рис. 7. Рентгенограмма сварной точки алюминиевого сплава В1341 с применением фольги СрА10

2. Влияние технологической последовательности операций термической обработки и точечной сварки на разрушающую силу при испытаниях на срез и отрыв

Состояние образца	Разрушающая сила, Н	
	Испытания на отрыв	Испытания на срез
Закалка + точечная электросварка	2030...2190* / 2090	3140...3220 / 3180
Закалка + искусственное старение (170 °С, 14 ч) + точечная электросварка	2245...2550 / 2385	3730...3980 / 3810
Закалка + точечная электросварка + искусственное старение (170 °С, 14 ч)	1770...2030 / 1910	3670...3830 / 3760

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

выбор технологической последовательности выполнения операций сварки и термической обработки [4]. Полученные результаты для соединений с диаметром литого ядра 4,5...5,3 мм приведены в табл. 2.

Анализ полученных данных показал, что наиболее низкие значения разрушающих сил на срез и отрыв имеют соединения, полученные точечной контактной сваркой на листах сплава В1341 в закаленном состоянии.

Технологические схемы, предусматривающие точечную сварку листов сплава В1341 в искусственно состаренном состоянии и сварку в закаленном состоянии с последующим искусственным старением сварного соединения, примерно равноценны по значению разрушающей силы на срез. В то же время технологическая схема закалка + искусственное старение (170 °С, 14 ч) + точечная электросварка позволяет получить более высокие значения разрушающей силы на отрыв сварной точки.

Выводы

1. Механические свойства сварных точечных соединений листовых полуфабрикатов из алюминиевого сплава В1341, легированного кальцием, находятся на достаточно высоком уровне, что позволяет рекомендовать их для применения в сварных конструкциях. Структура и свойства сварных точечных соединений листов удовлетворяют требованиям нормативной документации.

2. Температура эксплуатации высоконагруженных соединений, выполненных контактной точечной сваркой листов сплава В1341 не должна превышать 175 °С.

3. Рентгеноконтроль сварных точечных соединений из листов сплава В1341 желательно осуществлять с использованием рентгеноконтрастной фольги для определения размеров литого ядра сварной точки.

4. Наиболее предпочтительной технологической последовательностью изготовления сварных деталей из сплава В1341 с применением контактной точечной сварки является закалка + искусственное старение (170 °С, 14 ч) + точечная электросварка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Алюминиевые сплавы в сварных конструкциях современных транспортных средств // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 3. С. 27—41.

2. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Влияние термической обработки на структуру и свойства алюминиевого сплава АВ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 2. С. 23—28.

3. **Гуреева М.А., Овчинников В.В.** Механические испытания: металлы, сварные соединения, покрытия. М.: Издательский дом "ФОРУМ": ИНФРА-М, 2015. 272 с.

4. **Овчинников В.В.** Влияние режима термической обработки на структуру и свойства листов сплава АВ // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 3. С. 43—48.

Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
Геннадий Геннадиевич Клочков, канд. техн. наук

УДК 621.983; 539.374

М.В. Грязев, С.Н. Ларин, А.А. Пасынков
(Тульский государственный университет)

Исследование напряженного и деформированного состояния и накопленных микроповреждений при обжиме трубной заготовки в конической матрице*

С использованием математического моделирования обжима трубной заготовки из материала с анизотропными свойствами установлена зависимость напряженно-деформированного состояния заготовки и толщины получаемого изделия от анизотропии механических свойств исходной заготовки, угла конусности матрицы, условий трения на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки. Проведена оценка накопленных микроповреждений по конической образующей изготовляемой детали от технологических параметров процесса обжима трубных заготовок.

Ключевые слова: сила; микроповреждения; обжим; матрица; пуансон; заготовка; толщина.

On the basis of mathematical modeling of pressing of tubular billet from material with anisotropic properties of the dependence of the stress and strain state of the billet and the thickness of the received product on anisotropy of the mechanical properties of the initial billet, the taper angle of the matrix, the friction conditions in the contact surfaces of the working tool and the billet is established. The estimation of the accumulated microdamages on the conical forming of produced part from technological parameters of pressing of tubular billets is performed.

Keywords: strength; microdamages; pressing; matrix; punch; blank; thickness.

В машиностроении очень широко распространены трубопроводные системы различного рода. К важным элементам этих конструкций относятся переходники осесимметричных форм, позволяющие реализовывать стыковку труб различных диаметральных размеров. К данным деталям могут предъявляться высокие требования. Наиболее целесообразно данную номенклатуру изделий получать методами обжима трубных заготовок. При разработке технологий обжима часто применяют зависимости, в которых не в полной мере учитываются механические свойства материала изделий. Поэтому большой интерес представляет разработка технологий, основанных на применении обжима трубных заготовок.

В статье рассмотрен процесс обжима трубной заготовки в конической матрице (рис. 1). Анализ данного процесса реализован на базе совместного решения приближенных дифференциальных уравнений равновесия и условия текучести с учетом сопряжений на границах участков [1—3].

В дальнейших расчетах полагаем, что рассматриваемый процесс протекает в условиях плоского напряженного состояния, на контактной поверхности реализуется закон трения Кулона.

В расчетах принимаем, что материал детали несжимаем, изотропно упрочняющийся, обладает цилиндрической анизотропией механических свойств, справедливы условие текучести Мизеса—Хилла и ассоциированный закон пластического течения [4].

Условие текучести Мизеса—Хилла для материалов, обладающих цилиндрической анизо-

* Работа выполнена в рамках грантов РФФИ № 16-48-710014 и № 15-48-03234.

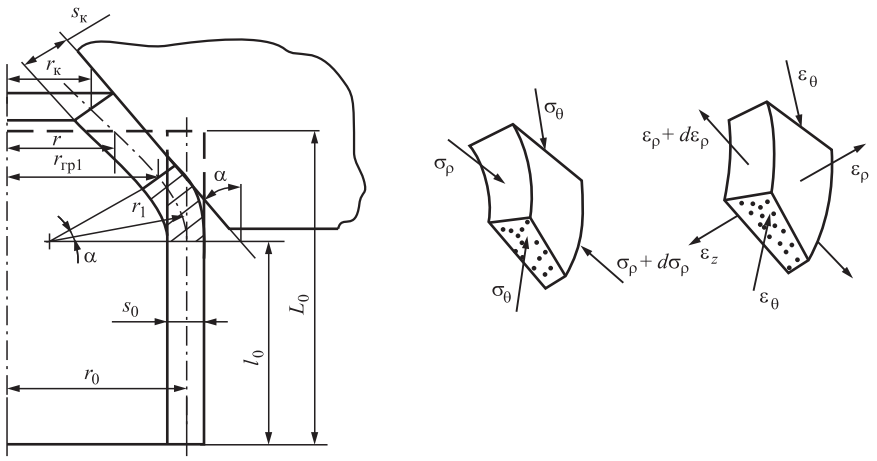


Рис. 1. Схема обжима трубной заготовки в конической матрице

тропией механических свойств, в главных напряжениях имеет вид:

$$\sigma_\rho^2 + \sigma_\theta^2 \frac{R_\rho(1+R_\theta)}{R_\theta(1+R_\rho)} - 2\frac{R_\rho R_\theta}{R_\theta(1+R_\rho)}\sigma_\rho\sigma_\theta = \sigma_i^2\left[\frac{2(R_\rho + R_\rho R_\theta + R_\theta)}{3R_\theta(1+R_\rho)}\right], \quad (1)$$

где σ_ρ, σ_θ — меридиональные и окружные напряжения; R_θ, R_ρ — коэффициенты анизотропии; σ_i — интенсивность напряжения.

Используя выражение, позволяющее определить приращение интенсивности деформации ε_i для рассматриваемой операции деформирования, с учетом условия несжимаемости $d\varepsilon_\rho + d\varepsilon_\theta + d\varepsilon_z = 0$, а также принимая во внимание ассоциированный закон пластического течения [5], получаем

$$d\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3}\frac{\left(R_\rho + R_\theta + R_\rho R_\theta\right)\left[\beta^2 R_\rho\left(R_\theta+1\right) + 2\beta R_\rho R_\theta + R_\theta\left(R_\rho+1\right)\right]}{R_\rho R_\theta\left(1+R_\rho+R_\theta\right)}}\, d\varepsilon_\theta, \quad (2)$$

где $\beta = \dfrac{R_\theta\left[\sigma_\rho + R_\rho\left(\sigma_\rho - \sigma_\theta\right)\right]}{R_\rho\left[\sigma_\theta + R_\theta\left(\sigma_\theta - \sigma_\rho\right)\right]}$; $d\varepsilon_\theta = d\rho/\rho$; ρ — координаты рассматриваемых элементов на конической поверхности.

Принимаем, что уравнение состояния материала заготовки описывается зависимостью:

$$\sigma_i = \sigma_{i0} + A\varepsilon_i^m, \quad (3)$$

где σ_{i0}, A, m — константы материала;

$$\varepsilon_i = \int_{\rho_0}^{\rho} d\varepsilon_i; \quad \rho_0 = r_0/\sin\alpha. \quad (4)$$

Выражения (5) позволяют определить меридиональные σ_ρ и окружные σ_θ напряжения на коническом участке очага деформации путем совместного решения приближенного уравнения равновесия [5]:

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho\left(1+f\right) - \sigma_\theta - \frac{\mu\sigma_\theta}{\operatorname{tg}\alpha} = 0; \qquad f = \frac{R_\theta\sigma_\rho + R_\rho\sigma_\theta}{R_\rho\left[R_\theta\sigma_\rho - \left(1+R_\theta\right)\sigma_\theta\right]} \quad (5)$$

с условием пластичности (4) при граничном условии:

$$\text{при } \rho = \rho_к \quad \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = 0, \quad (6)$$

где μ — коэффициент Кулонова трения на поверхностях контакта инструмента и заготовки; $\rho_к$ — координата элемента на конической части детали, $\rho_к = r_к/\sin\alpha$; $r_к$ — меньший радиус конической части детали по нейтральному слою; α — угол конуса матрицы.

Граничное условие (6) позволяет найти значение окружного напряжения σ_θ из условия текучести (1).

Интегрирование уравнения (5) выполняется численно методом конечно-разностных соотношений от края заготовки, где заранее известны все входящие в соотношение величины

$$\sigma_{\rho_n} = \sigma_{\rho_{n-1}} + \frac{\rho_n - \rho_{n-1}}{\rho_n}\left[\sigma_{\theta_{n-1}}\left(1 + \frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right) - \sigma_{\rho_{n-1}}\left(1+f_{n-1}\right)\right]. \quad (7)$$

Из условия текучести (1) находим σ_{θ_n} после определения σ_{ρ_n}.

Сжимающие меридиональные напряжения σ_ρ максимальны по абсолютной величине при $\rho = \rho_0$. Эти напряжения можно определить суммированием напряжений, определяемых из уравнения (5), и приращения напряжений $2\Delta\sigma_\rho$ от изгиба и спрямления [1] по следующей зависимости:

$$\left|\sigma_\rho\right|_{\max} = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} + 2\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} + 2\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}}(1-\cos\alpha) = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}}(3-2\cos\alpha), \quad (8)$$

где $(3 - 2\cos\alpha)$ — коэффициент, учитывающий изгиб и спрямление заготовки в момент перехода от конического участка к недеформированному цилиндрическому; $\rho_{гр} = r_{гр}/\sin\alpha$, $\rho_{гр}$, $r_{гр}$ — соответственно координата рассматриваемого элемента и радиус конической части детали при переходе от конического участка к недеформированному цилиндрическому.

В том случае, когда при обжиме формируется цилиндрический элемент нового диаметра (рис. 2), определяя напряжение σ_ρ на коническом участке, следует учитывать влияние изгиба и спрямления на границе этих участков. Принимаем, что процесс изгиба и спрямления элементов на границах участка свободного изгиба увеличивает меридиональные напряжения σ_ρ на величину $2\Delta\sigma_\rho$, где $\Delta\sigma_\rho = \sigma_s s/(4r_2)$; σ_s — напряжение текучести; s — толщина заготовки; r_2 — радиус кривизны, $r_2 = \sqrt{r_к s}/(\sqrt{2}\sin\alpha)$.

Меридиональные напряжения σ_ρ с учетом влияния изгиба и спрямления на границе этих участков для рассматриваемого условия деформирования определяем по выражению:

$$\sigma_\rho = 2\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=r_к} = \frac{\sqrt{2}}{2}\frac{\sigma_{s\theta} s\sin\alpha}{\sqrt{r_к s}}. \qquad (9)$$

Совместное решение приближенного уравнения равновесия (5) с условием пластичности (1)

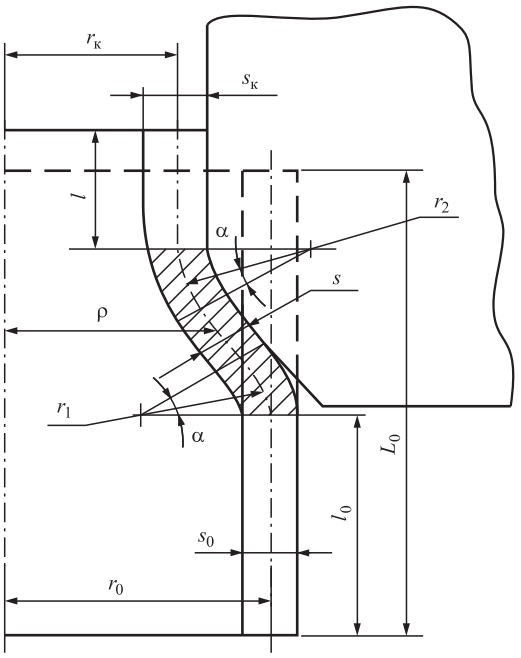


Рис. 2. Схема обжима трубной заготовки в конической матрице с формированием цилиндрической части

с использованием граничных условий (10) приводит к определению меридиональных σ_ρ и окружных σ_θ напряжений:

$$\text{при } \rho = \rho_к$$

$$\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = 2\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = \frac{\sqrt{2}}{2}\frac{\sigma_{s\theta} s\sin\alpha}{\sqrt{r_к s}}, \qquad (10)$$

где напряжение $\sigma_{s\theta}$ определяется по выражению (1) при $\rho = r_к$.

При $\rho = \rho_0$ сжимающее напряжение σ_ρ стремится к максимальному по абсолютной величине значению

$$\left|\sigma_\rho\right|_{max} = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} + \frac{\sqrt{2}}{2}\frac{\sigma_{s\theta} s\sin\alpha}{\sqrt{r_к s}}, \qquad (11)$$

где последнее слагаемое учитывает процесс изгиба и спрямления заготовки при переходе от конического участка к недеформированному цилиндрическому участку.

Изменение толщины заготовки в течение операции обжима оценивается по соотношению

$$s = s_0 e^{\int_{\rho_0}^{\rho} f\frac{d\rho}{\rho}}. \qquad (12)$$

Силу при обжиме вычисляем по формуле

$$P = 2\pi r_0 s_0 \left|\sigma_{\rho\,max}\right|. \qquad (13)$$

Данные соотношения позволяют провести оценку напряженного и деформированного состояния и силовых параметров процесса в зависимости от исходной анизотропии механических свойств заготовки, угла скоса матрицы, трения поверхности контакта инструмента и заготовки.

На рис. 3 представлены графики изменения относительных меридиональных $\left|\bar{\sigma}_\rho\right| = \left|\sigma_\rho\right|/\sigma_{0,2\theta}$ и окружных $\left|\bar{\sigma}_\theta\right| = \left|\sigma_\theta\right|/\sigma_{0,2\theta}$ напряжений на коническом участке заготовки в зависимости от относительного радиуса $\bar{\rho} = \rho_0/\rho$ (при $r_0 = 50$ мм; $s_0 = 4$ мм; $\mu = 0{,}05$). Расчеты выполнены для трубных заготовок из стали 08кп и алюминиевого сплава АМг6, имеющих следующие механические характеристики и геометрические размеры трубной заготовки: сталь 08кп — $\sigma_{i0} =$ $= 377{,}15$ МПа; $A = 488{,}9$ МПа; $n = 0{,}48$; $R_\rho =$ $= 0{,}817$; $R_\theta = 0{,}783$; алюминиевый сплав АМг6 — $\sigma_{i0} = 194{,}19$ МПа; $A = 275{,}11$ МПа; $n = 0{,}256$; $R_\rho = 0{,}67$; $R_\theta = 0{,}54$ [5].

Анализ данных зависимостей показал, что при увеличении относительного радиуса

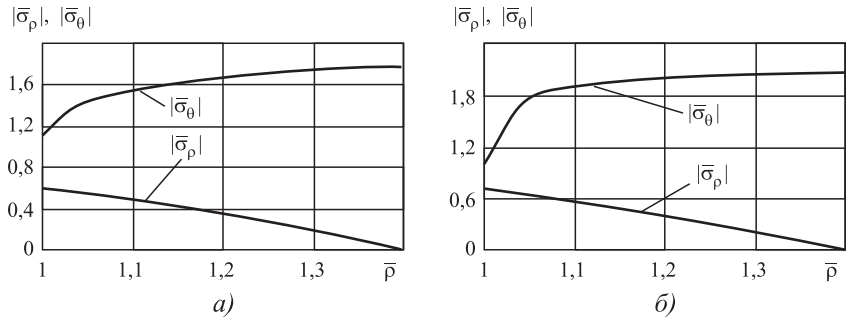


Рис. 3. Зависимости изменения относительных напряжений $|\bar{\sigma}_\rho|$ и $|\bar{\sigma}_\theta|$ от относительного радиуса $\bar{\rho}$ ($K_{об}$ = 1,4; α = 20°):

а — сталь 08кп; *б* — алюминиевый сплав АМг6

$\bar{\rho}$ относительное окружное напряжение $|\bar{\sigma}_\theta|$ возрастает. Меридиональное напряжение $|\bar{\sigma}_\rho|$ уменьшается от максимального значения при $\bar{\rho} = 1$ до нуля на кромке заготовки.

Зависимости изменения относительной толщины кромки трубной заготовки $\bar{s}_к = s_к/s_0$ от коэффициента обжима $K_{об}$ при обжиме трубных заготовок из стали 08кп и алюминиевого сплава АМг6 приведены на рис. 4.

Графические зависимости (см. рис. 4) показывают, что увеличение коэффициента обжима $K_{об}$ приводит к существенному росту величины $\bar{s}_к$.

Проведена оценка влияния технологических параметров процесса обжима трубной заготовки на величину накопленных микроповреждений по конической образующей изготовляемой детали ω_e. Расчет операции обжима трубных заготовок выполнен для ряда материалов, механические характеристики которых приведены в работах [2, 3].

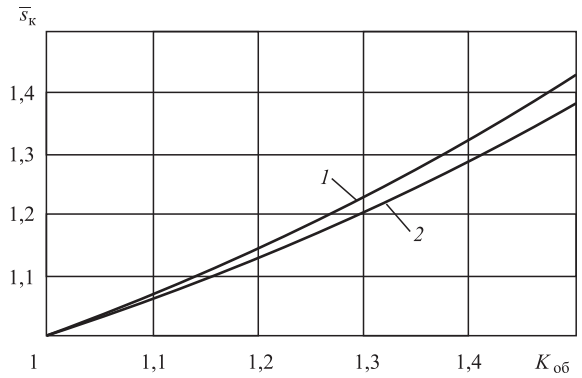


Рис. 4. Зависимости изменения относительной толщины кромки трубной заготовки $\bar{s}_к$ от коэффициента обжима $K_{об}$ (α = 20°; μ = 0,05):

1 — алюминиевый сплав АМг6; *2* — сталь 08кп

На рис. 5 приведены графики изменения повреждаемости ω_e в зависимости от относительной конической образующей изготовляемой детали $l/l_к$, где l и $l_к$ — текущая и конечная длина конического участка изготовляемой детали при заданном коэффициенте обжима $K_{об}$. Расчеты выполнены для трубных заготовок, имеющих следующие геометрические размеры и технологические параметры процесса: s_0 = 4 мм; r_0 = 50 мм; α = 20°; μ = 0,05.

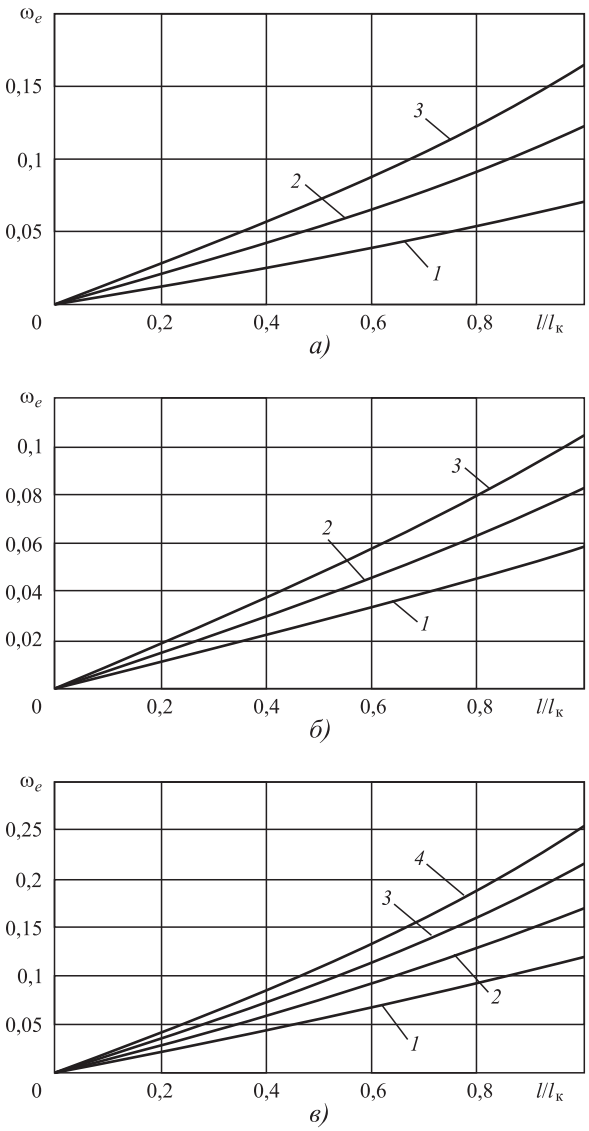


Рис. 5. Зависимости изменения повреждаемости ω_e от относительной конической образующей изготовляемой детали $l/l_к$ при различных значениях коэффициента обжима:

а — сталь 08кп; *б* — латунь Л63; *в* — алюминиевый сплав АМг6; *1* — $K_{об}$ = 1,2; *2* — 1,3; *3* — 1,4; *4* — 1,5

Установлено, что возрастание относительной конической образующей изготовляемой детали $l/l_к$ и коэффициента обжима $K_{об}$ приводит к увеличению накопленной повреждаемости ω_e. Интенсивность роста накопленной повреждаемости ω_e существенно зависит от коэффициента обжима $K_{об}$. При больших коэффициентах обжима $K_{об}$ интенсивность роста ω_e выше, чем при меньших значениях $K_{об}$.

Выполнен эксперимент по исследованию обжима трубных заготовок из стали 08кп и латуни Л63. Записана диаграмма "сила—перемещение" при различных значениях коэффициента обжима $K_{об}$. В качестве оснастки применяли матрицу с углом конусности $\alpha = 20°$. Геометрические характеристики трубных заготовок: диаметр $D_0 = 16$ мм; толщина стенки $s_0 = 0{,}8$ мм; высота $h_0 = 30$ мм. Сравнение данных, полученных теоретическими расчетами и экспериментально, указало на их согласование (расхождение данных не превышает 10 %).

Выводы

1. Проведена оценка напряженного и деформированного состояния обжима в зависимости от анизотропии механических свойств заготовки, параметров инструмента и условий трения при увеличении относительного радиуса $\bar{\rho}$ относительное окружное напряжение $|\bar{\sigma}_\theta|$ возрастает. Меридиональное напряжение $|\bar{\sigma}_\rho|$ уменьшается от максимального значения при $\bar{\rho} = 1$ до нуля на кромке заготовки. Увеличение коэффициента обжима $K_{об}$ приводит к существенному росту относительной толщины кромки трубной заготовки $\bar{s}_к$.

2. Установлено влияние технологических параметров процесса обжима трубной заготовки на величину накопленных микроповреждений по конической образующей изготовляемой детали ω_e. Повышение относительной конической образующей изготовляемой детали и коэффициента обжима приводит к увеличению накопленной повреждаемости ω_e.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов Е.А.** Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.

2. **Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А.** Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 331 с.

3. **Яковлев С.П., Кухарь В.Д.** Штамповка анизотропных заготовок. М.: Машиностроение, 1986. 136 с.

4. **Гречников Ф.В.** Деформирование анизотропных материалов М.: Машиностроение, 1998. 446 с.

5. **Нечепуренко Ю.Г., Яковлев С.П., Яковлев С.С.** Глубокая вытяжка цилиндрических изделий из анизотропного материала. Тула: ТулГУ, 2000. 195 с.

Михаил Васильевич Грязев, д-р техн. наук;
Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук

Читайте в следующем номере

- **Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С.** Аналитическая модель процесса неосесимметричной вытяжки
- **Филиппова М.В., Темлянцев М.В., Перетятько В.Н., Сметанин С.В.** Моделирование в QForm-3D штамповки шестерни из шаровой заготовки
- **Вайцехович С.М., Панов Д.В., Кривенко Г.Г., Овечкин Л.М.** Перспектива резки сортового проката на механических прессах в заготовительном производстве

УДК 621.774.37

А.О. Кузин *(Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева (национальный исследовательский университет))*

Экспериментальное подтверждение теоретических результатов исследования штампа для гибки плоских заготовок с упругим элементом

Представлены экспериментальные исследования штампа для двухугловой гибки с упругим элементом, проведенные в лабораторных условиях. Основными задачами эксперимента являлись практическая проверка теоретических расчетов технологических параметров процесса двухугловой гибки с упругим элементом, а также сравнение результатов эксперимента с результатами моделирования.

Ключевые слова: двухугловая гибка; упругие свойства; форма пуансона; упругая планка; упругое пружинение; ширина планки; угол гиба; радиус гиба.

Experimental studies of two-angle die for bending and elastic element are presented. Experimental studies are carried out in laboratory conditions. The main objectives of the experiment is practical verification of theoretical calculations of technological parameters of two-angle bending process with elastic element, and comparing the results of the experiment with the simulation results.

Keywords: two-angle bending; elastic properties; shape of punch; elastic strap; elastic springing; width of strips; bending angle; bending radius.

Гибка листового металла осуществляется в результате упругопластической деформации, протекающей различно с каждой из сторон изгибаемой заготовки.

Слои металла внутри угла изгиба (со стороны пуансона) сжимаются и укорачиваются в продольном и растягиваются в поперечном направлении. Наружные слои (со стороны матрицы) растягиваются и удлиняются в продольном и сжимаются в поперечном направлении. Между удлиненными и укороченными слоями (волокнами) находится нейтральный слой, длина которого равна первоначальной длине заготовки. При гибке узких полос происходит сильное искажение поперечного сечения, заключающееся в уменьшении толщины в месте изгиба, уширении внутри угла с образованием поперечной кривизны и сужении с наружной стороны (рис. 1).

В результате утонения материала и искажения формы поперечного сечения нейтральный слой в месте изгиба не проходит посередине сечения, а смещается в сторону малого радиуса. При гибке широких полос и листов также происходит утонение материала, но почти без искажения поперечного

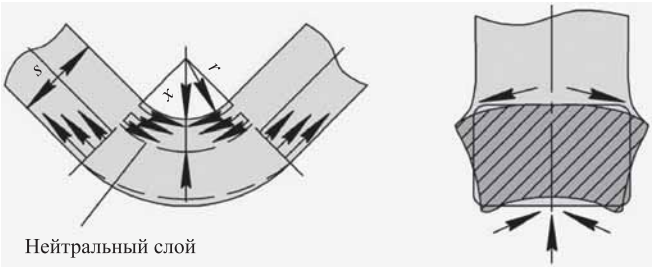


Рис. 1. Схема процесса гибки

сечения, так как деформации в поперечном направлении противодействует сопротивление материала большой ширины. Только по краям широких полос происходит деформация, аналогичная поперечной деформации узких полос.

В большинстве случаев гибка происходит при высоких значениях деформаций, когда в металле кроме продольных растягивающих и сжимающих напряжений образуются радиальные напряжения сжатия, которые возникают в результате давления крайних слоев металла на внутренние и достигают максимума у нейтрального слоя.

Как известно, при двухугловой гибке возникает упругое пружинение. Формула для

приближенного определения упругого пружинения (П-образная гибка):

$$\operatorname{tg}\beta = 0,375\frac{l_1}{kS}\frac{\sigma_т}{E}, \qquad (1)$$

где β — угол пружинения;

$k = 1 - x$ — коэффициент, определяющий положение нейтрального слоя в зависимости от r/S;

$l_1 = r_м + r_п + 1,25S$ — плечо гибки, мм;

$\sigma_т$ — предел текучести, МПа;

E — модуль упругости, МПа.

В результате работы по исследованию процесса гибки листового материала была разработана модель штампа с упругой планкой, которая позволяет сделать процесс двухугловой гибки технологически и экономически более выгодным. Данный штамп предназначен для угла гиба 90° и 90° − β и не учитывает утонение штампуемой заготовки в зоне гиба. Схема процесса представлена на рис. 2.

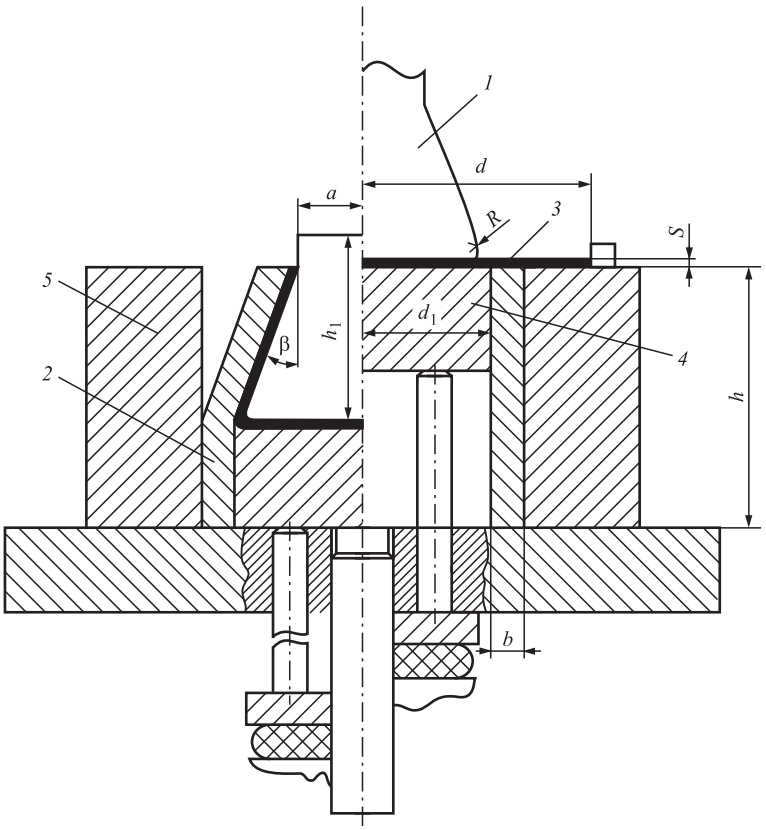


Рис. 2. Схема процесса двухугловой гибки с использованием упругой планки (слева — окончание процесса, справа — начало процесса):

1 — пуансон; *2* — упругая планка; *3* — заготовка; *4* — выталкиватель; *5* — матрица; *h* — высота планки; *b* — ширина планки; *R* — радиус гиба; *S* — толщина заготовки; *d* — длина заготовки; h_1 — высота пуансона; *a* — ширина пуансона; d_1 — ширина выталкивателя

В начале процесса заготовка *3* фиксируется на матрице *5* и выталкивателе *4*, который находится в верхнем положении. При движении пуансона *1* вниз выталкиватель *4* опускается, упругая планка *2* начинает прижимать вертикальные полки заготовки *3* к пуансону *1*, создавая дополнительную нагрузку на заготовку *3*. При обратном ходе выталкиватель *4* выводит заготовку из матрицы *5*, при этом упругая планка *2* на протяжении всего процесса прижимает заготовку *3* к пуансону *1*. После окончания процесса заготовку *3* снимают с пуансона *1* пинцетом [1, 2].

Применение данного способа позволит: использовать упругие свойства штамповой оснастки, повысить качество детали, снизить упругое пружинение за счет формы упругой планки и формы пуансона, исключить из технологического процесса операции калибровки.

Для подтверждения были смоделированы процесс деформации упругой планки и процесс двухугловой гибки с использованием упругой планки в программном комплексе DEFORM-2D. Моделирование проведено для процесса деформации прямого и обратного хода. Анализ результатов осуществлен в постпроцессоре программного комплекса. Для оценки условий процесса рассмотрены поля распределений напряжений и деформаций по объему планки в момент начала деформации, в середине процесса деформации и по окончании деформации. Напряжения, возникающие в планке и заготовке, имеют допустимый уровень для материалов, из которых они изготовлены. Пластическая деформация активно проходит в заготовке, в планке она отсутствует (что подтверждает ее упругую модель).

Штамповую оснастку целесообразно изготовлять из инструментальных сталей, предназначенных для штампов холодной штамповки. Рабочие элементы штампа (матрица, пуансон) из стали У8 или У10 имеют после термической обработки твердость 50...55 HRC. Упругая планка из стали 45 подвергается термической обработке: отжиг при температуре 840...860 °С, 1 ч, охлаждение в печи; полная закалка в воду при 840...860 °С, 20 мин; высокий отпуск при 550...600 °С,

20 мин, далее охлаждение на воздухе; азотирование при температуре 550...600 °С, 55 ч (для повышения стойкости).

Размеры пуансона и матрицы соответствуют размерам детали. Пуансон корректируется в зависимости от геометрических параметров детали, угла пружинения, минимального радиуса гибки и материала заготовки.

Процесс гибки в лабораторных исследованиях осуществляли на универсальной гидравлической машине ЦДМПУ-30 (рис. 3) с силоизмерителем до 300 кН (цена деления шкалы — 1 кН). Скорость перемещения траверсы 0...10 мм/с.

В качестве оснастки использовали экспериментальный штамп (рис. 4, 5).

Штамп устанавливают на гидравлическую машину ЦДМПУ-30. В штамп на матрицу, выталкиватель и упругую планку помещают заготовку. Заготовку центрируют с помощью упоров, установленных на матрице. Для заготовок различных длин упоры можно перемещать.

Затем сверху устанавливают верхнюю плиту с пуансоном и хвостовиком. Верхнюю и нижнюю плиты центрируют с помощью направляющих шпилек. Включают рабочий ход машины. Верхняя плита пресса давит на пуансон. Идет процесс гибки. С силоизмерителя ЦДМПУ-30 снимают показание силы пресса.

Рис. 3. Универсальная гидравлическая машина ЦДМПУ-30

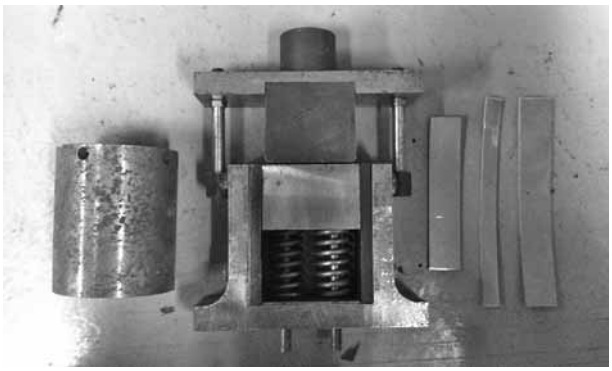


Рис. 4. Экспериментальный штамп для двухугловой гибки с упругой планкой (общий вид)

Для осуществления процесса гибки с упругой планкой необходимо, чтобы планка на протяжении всего процесса плотно прижимала заготовку к пуансону.

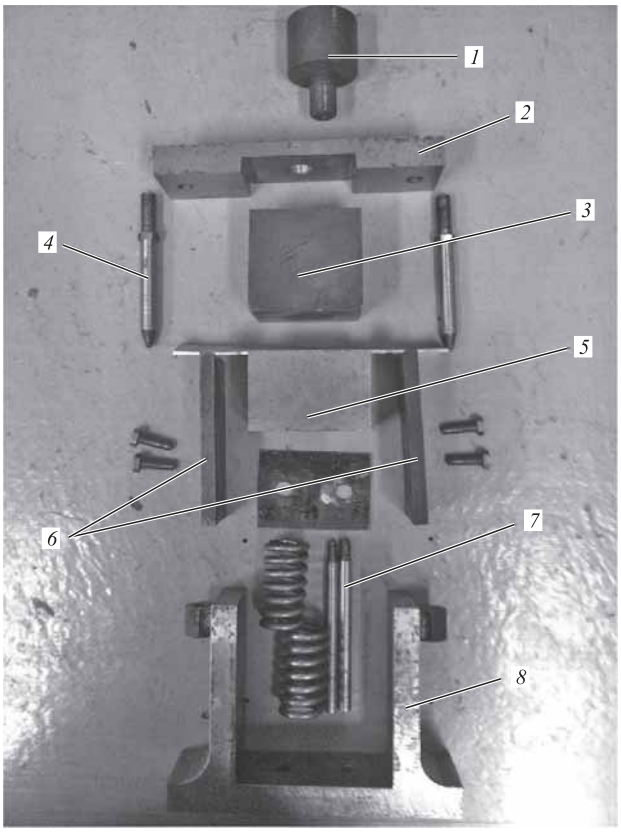
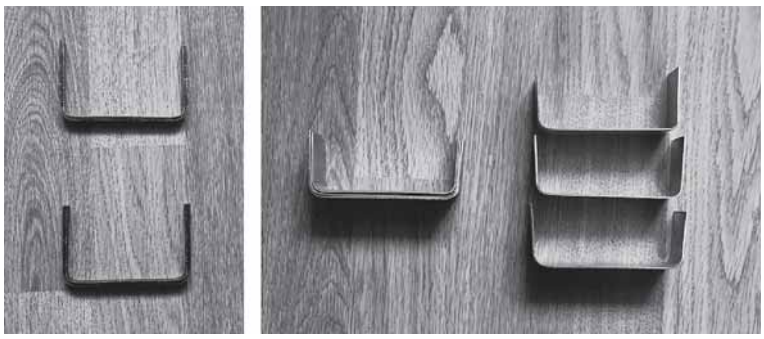


Рис. 5. Детали штампа:

1 — хвостовик; *2* — верхняя плита штампа; *3* — пуансон; *4* — направляющие верхней плиты; *5* — выталкиватель; *6* — упругие планки; *7* — направляющие выталкивателя; *8* — матрица (нижняя плита штампа)



а) *б*)

Рис. 6. Детали из стали Ст3 (*а*) и алюминия А5 (*б*), полученные на штампе для двухугловой гибки с упругим элементом

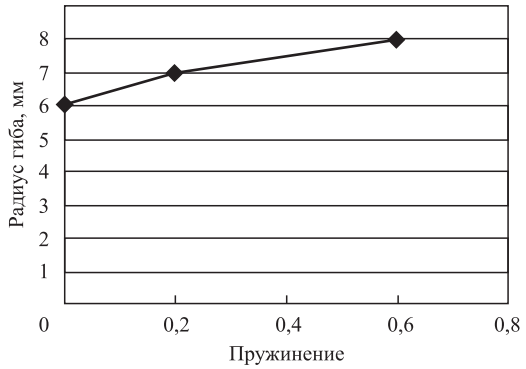


Рис. 7. Зависимость упругого пружинения от радиуса гиба для алюминия А5

Сила гибки, упругое пружинение зависят от механических свойств штампуемого материала, поэтому для качественной и количественной проверки полученных результатов использовали разнообразные по механическим свойствам материалы: сталь Ст3, алюминиевый сплав Д16 и алюминий А5. Механические свойства используемых материалов определяли испытаниями на растяжение по ГОСТ 7855—55 и ГОСТ 1497—61. Испытания проводили на растяжной машине Testometric FS-150 кН.

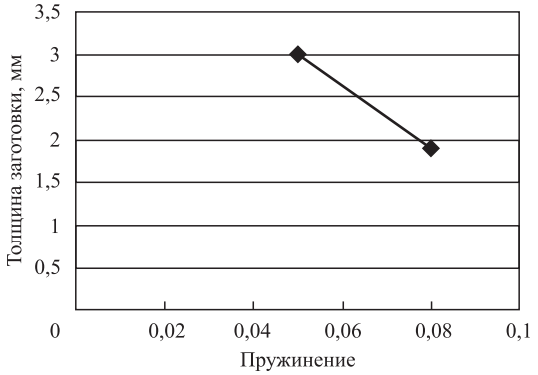


Рис. 8. Зависимость упругого пружинения от толщины материала при постоянном радиусе гиба для алюминиевого сплава Д16

В результате процесса гибки получили требуемый угол детали за одно действие, тем самым снизив упругое пружинение. На рис. 6, *а* показаны полученные детали из стали Ст3.

Гибку осуществляли при различных условиях:

1) гибка нескольких заготовок для сравнения упругого пружинения в зависимости от радиуса гиба;

2) гибка одного материала разной толщины для сравнения упругого пружинения в зависимости от толщины при постоянном радиусе гиба;

3) гибка одного материала при полном и среднем ходе для сравнения угла пружинения от радиуса гиба и толщины материала.

На рис. 6, *б* показаны полученные детали из алюминия А5.

На рис. 7 приведена зависимость упругого пружинения от радиуса гиба для алюминия А5. Из рис. 7 видно, что с увеличением радиуса гиба упругое пружинение возрастает.

На рис. 8 представлена зависимость упругого пружинения от толщины материала при постоянном радиусе гиба для алюминиевого сплава Д16.

Из рис. 8 видно, что чем больше толщина материала, тем меньше упругое пружинение.

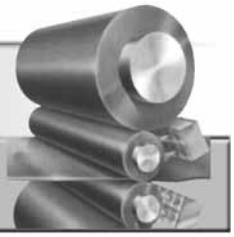
Таким образом, результаты эксперимента подтверждают результаты теоретических расчетов, которые были использованы при изготовлении штамповой оснастки, а также подтверждают результаты моделирования. Разработанная штамповая оснастка снижает упругое пружинение. Упругий прижим позволяет получать детали с требуемым углом, исключив дополнительные операции. Штамповая оснастка с упругой планкой показала перспективность технологического процесса и рекомендована к внедрению в производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов И.П., Нестеренко Е.С., Кузин А.О.** Исследование упругих свойств штамповой оснастки при операции двухугловой гибки в штампе с упругой планкой. М.: Машиностроение, 2012. С. 121—124.

2. **Пат. 153887 RU, МПК B 21 D 5/02.** Штамп для гибки плоских деталей с упругой планкой / И. П. Попов, Е.С. Нестеренко, А.О. Кузин. 2015.

Александр Олегович Кузин,
alexandrkuzin88@gmail.com



УДК 621.771

С.Б. Арюлин, Д.Т. Камоничкин
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Теоретическое определение параметра геометрии очага деформации при маятниковой прокатке

Предложена методика теоретического определения параметра геометрии очага деформации при прокатке полосы на маятниковом прокатном стане по всей длине зоны обжатия прокатываемой полосы.

Ключевые слова: маятниковая прокатка; геометрия очага деформации; длина дуги контакта; средняя высота полосы.

The technique for theoretical determination of deformation zone geometry parameter at rolling of strip on pendulum rolling mill along the entire length of crimping zone of the rolled strip.

Keywords: pendulum rolling; geometry of deformation zone; contact arc length; average height of strip.

Важным моментом в определении параметров мгновенного очага деформации при периодической прокатке является установление смещаемого валком объема металла с учетом его подачи в рабочую клеть, а также значений мгновенного и полного смещения исходного контура.

Р.И. Ритманом при определении смещаемого валком объема металла и длины дуги контакта при плоской планетарной прокатке показана необходимость учета изменения величины $m = l/h_{ср}$ по зоне деформации, где l — длина дуги контакта; $h_{ср}$ — средняя высота полосы в очаге деформации. При $m < 0{,}12$ деформация не проникает до срединных слоев, а ограничивается пластическими зонами, расположенными на поверхности вблизи контакта с валком. По мере продвижения валка пластические зоны, локализованные у поверхности, постепенно увеличиваются, вместе с ними увеличивается длина дуги контакта. Затем, начиная с момента (при $m \geqslant 0{,}12$), проникновение пластических зон до середины полосы становится энергетически более выгодным. Начинается промежуточная, а за ней — вторая стадия прокатки.

В соответствии с этим существуют три подхода к определению мгновенной длины дуги контакта на каждом из указанных участков. Достоверность теоретических выкладок при реализации этих подходов была с определенной степенью точности подтверждена при проведении экспериментов на полосовом планетарном стане 150 конструкции ВНИИМЕТМАШ (диаметр рабочих валков 28 мм, диаметр опорных валков 240 мм, высота заготовки 25...30 мм, высота полосы 0,9...4 мм, диапазон применяемых подач 0,065...0,52 мм/валок).

Процесс деформации металла рабочими валками на разных по конструкции станах периодического действия осуществляется по одному и тому же принципу: рабочие валки во время пробега по траектории, заданной кинематикой стана на определенном ее участке, обжимают полосу, смещая в вытяжку объем металла (объем подачи), подающегося в зону деформации задающим устройством (клетью). Производя за каждый пробег относительно небольшие обжатия металла в результате цикличности своей работы валки осуществляют высокую суммарную деформацию прокатываемой полосы.

В связи с этим при разработке методики определения параметров мгновенного очага деформации, в первую очередь длины дуги контакта при прокатке на маятниковом стане (разновидность станов периодической прокатки), необходимо учитывать порядок значений величины $l/h_{ср}$ на протяжении всего участка обжатия металла валками. Отношение $l/h_{ср}$ зависит от кинематических параметров стана (радиуса рабочего валка и его орбиты) и технологических условий процесса (размеров полосы и заготовки и значения ее подачи в рабочую клеть).

В работе [1] приведены основные положения методики определения параметров очага деформации для случая прокатки на лабораторном маятниковом стане. Проведенные по этой методике с помощью разработанной программы расчеты показали хорошую сходимость с результатами конечно-элементного моделирования в среде пакета ANSYS, приведенными в [2]. Предшествующие наработки использовали для определения параметров очага деформации и энергосиловых характеристик деформации при проектировании полосового маятникового стана, общий вид которого приведен на рис. 1.

Стан имеет следующие характеристики: диаметр рабочих валков 80 мм, радиус орбиты рабочего валка 350 мм, высота заготовки 24 мм, высота полосы 4 мм, диапазон применяемых подач 0,5...3,5 мм/валок. Схема конструкции стана аналогична схеме лабораторного стана [1].

При обычной продольной прокатке определение величины $l/h_{ср}$ не представляет затруднений в силу постоянства очага деформации при установившемся процессе. Длина дуги контакта металла с валком: $l = \sqrt{r_{р.в}\Delta h}$, где $r_{р.в}$ — радиус рабочего валка; Δh — абсолютное обжатие, $\Delta h = h_0 - h_1$, где h_0 — высота полосы до прокатки; h_1 — высота полосы после прокатки. Средняя высота полосы в очаге деформации $h_{ср} = \frac{h_0 + h_1}{2}$. Иначе решается задача определения величины $l/h_{ср}$ при периодической (в том числе и маятниковой) прокатке, где все параметры очага деформации непрерывно изменяются по углу пробега рабочими валками зоны обжатия.

Таким образом, для каждого конкретного положения рабочих валков речь может идти о мгновенном очаге деформации, описываемым соответствующими параметрами, имеющими мгновенные значения. Длину мгновенной

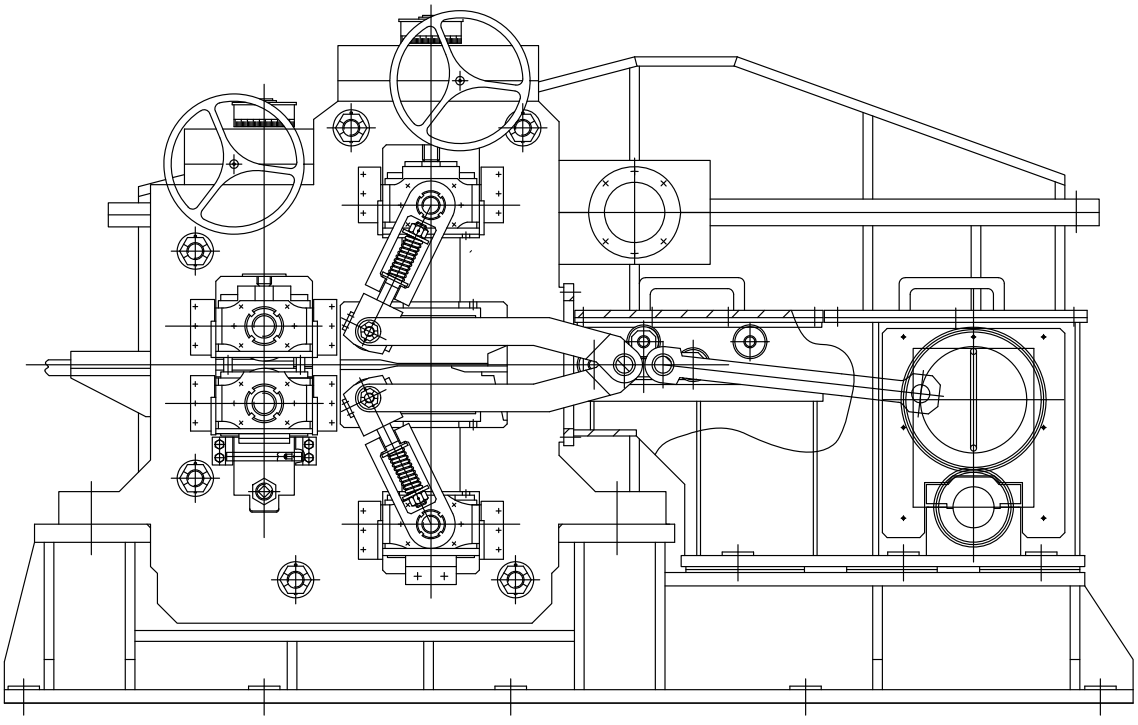


Рис. 1. Полосовой маятниковый стан с опорной профилированной планкой

дуги контакта l_x при прокатке на маятниковом стане определяют по формуле

$$l_x = r_{\text{р.в}}\alpha_x, \qquad (1)$$

α_x — угол контакта рабочего валка с металлом.

Данное выражение, как следует из [1], справедливо для всех положений рабочих валков в зоне деформации: на участке от угла встречи рабочих валков с металлом до угла зоны обжатия; от угла зоны обжатия до участка начала калибровки и от участка начала калибровки до отрыва рабочих валков от металла и отличается только подходом к определению α_x на этих участках.

Отдельной задачей для определения $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ является нахождение средней высоты прокатываемой полосы в мгновенном очаге деформации $h_{\text{ср}\,x}$, которая на любом участке является средним арифметическим значением между высотой полосы по передней границе очага деформации и высотой полосы по задней границе очага деформации.

На участке от угла встречи рабочих валков с металлом до угла зоны обжатия в соответствии с рис. 2 величины $h_{\text{ср}\,x}$ и $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ определяют следующим образом.

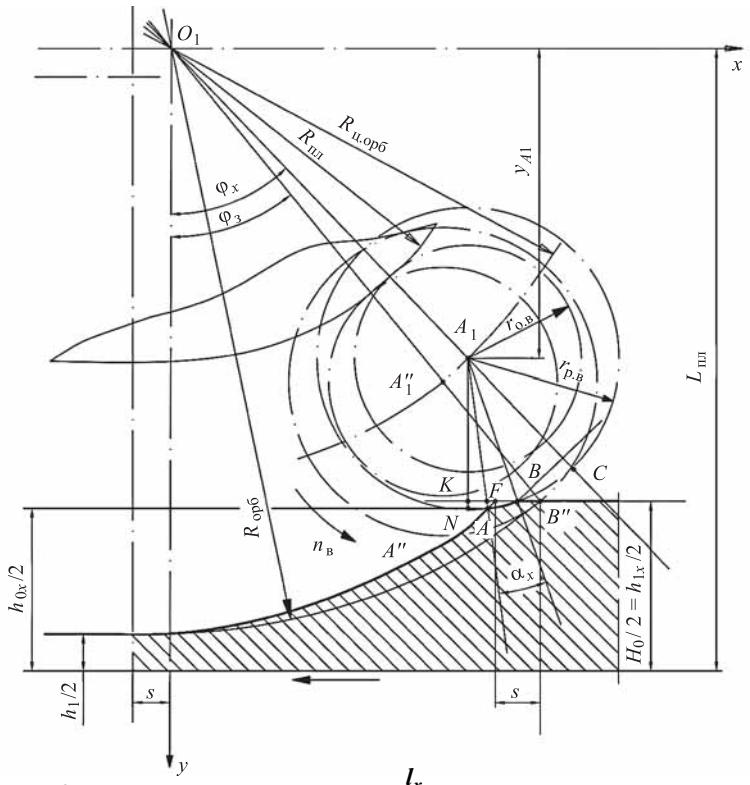


Рис. 2. К определению величины $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ на участке от угла встречи рабочего валка с металлом до угла зоны обжатия

На рис. 2 для удобства представлена половина зоны деформации относительно оси прокатки при текущем угловом положении рабочего валка φ_x на участке от угла встречи валка с металлом, перемещенным в направлении прокатки на величину подачи s до угла зоны обжатия $\varphi_з$.

Для данного изображения высоту полосы по передней границе мгновенного очага деформации (т. B) вычисляют как

$$\frac{h_{1x}}{2} = \frac{H_0}{2}. \qquad (2)$$

Высоту полосы по задней границе мгновенного очага деформации (т. A) $\frac{h_{0x}}{2}$ определяют следующим образом.

Из ΔBA_1K $\angle BA_1K = \arccos\frac{A_1K}{A_1B}$, $A_1B = r_{\text{р.в}}$;

где $A_1K = L_{\text{пл}} - y_{A1} - \frac{H_0}{2}$, таким образом,

$$\angle BA_1K = \arccos\frac{L_{\text{пл}} - y_{A1} - \frac{H_0}{2}}{r_{\text{р.в}}}, \qquad (3)$$

где $L_{\text{пл}}$ — расстояние от геометрического центра опорной планки (т. O_1) до оси прокатки $L_{\text{пл}} = R_{\text{орб}} + \frac{h_1}{2}$; h_1 — высота сечения прокатанной полосы; $R_{\text{орб}}$ — радиус наружной орбиты рабочего валка, $R_{\text{орб}} = R_{\text{пл}} + r_{\text{о.в}} + r_{\text{р.в}}$; $R_{\text{пл}}$ — радиус профилированной опорной планки; $r_{\text{о.в}}$ — радиус опорной втулки; $r_{\text{р.в}}$ — радиус рабочего валка (известны из кинематики стана);

y_{A_1} — координата центра рабочего валка:

$y_{A_1} = R_{\text{ц.орб}}\cos\varphi_x$, где $R_{\text{ц.орб}}$ — радиус орбиты центра рабочего валка, $R_{\text{ц.орб}} = R_{\text{пл}} + r_{\text{о.в}}$.

Из ΔFA_1K $\angle FA_1K = \angle BA_1K - \alpha_x$.

С учетом (3)

$$\angle FA_1K = \arccos\frac{L_{\text{пл}} - y_{A1} - \frac{H_0}{2}}{r_{\text{р.в}}} - \alpha_x. \qquad (4)$$

Из $\Delta A_1 NA$

$$A_1N = A_1A\cos\angle FA_1K = r_{\text{р.в}}\cos\angle FA_1K.$$

С учетом (4)

$$A_1N = r_{\text{р.в}}\cos\left(\arccos\frac{L_{\text{пл}} - y_{A1} - \frac{H_0}{2}}{r_{\text{р.в}}} - \alpha_x\right), \quad (5)$$

откуда $\frac{h_{0x}}{2} = L_{\text{пл}} - y_{A1} - A_1N$ или окончательно

$$\frac{h_{0x}}{2} = R_{\text{орб}} + \frac{h_1}{2} - \left(R_{\text{пл}} + r_{\text{о.в}}\right)\cos\varphi_x - r_{\text{р.в}}\cos\left(\arccos\frac{R_{\text{орб}} + \frac{h_1}{2} - \left(R_{\text{пл}} + r_{\text{о.в}}\right)\cos\varphi_x - \frac{H_0}{2}}{r_{\text{р.в}}} - \alpha_x\right). \quad (6)$$

Таким образом, найденные по формулам (2) и (6) значения высоты полосы по передней и задней границе мгновенного очага деформации позволяют определить среднюю высоту полосы в мгновенном очаге деформации:

$$h_{\text{ср}\,x} = \frac{h_{1x} + h_{0x}}{2} \quad (7)$$

и с учетом формулы (1) параметр $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$.

На участке от угла зоны обжатия до участка начала калибровки в соответствии с рис. 3, величины $h_{\text{ср}\,x}$ и $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ определяют следующим образом.

Так же как и на рис. 2, на рис. 3 представлена половина зоны деформации относительно оси прокатки при текущем угловом положении рабочего валка φ_x на участке от угла зоны обжатия до участка начала калибровки.

Для данного изображения высоту полосы по передней границе мгновенного очага деформации (т. *B*) вычисляют как:

$$\frac{h_{1x}}{2} = \frac{h_1}{2} + \left(R_{\text{орб}} - R_{\text{орб}}\cos\varphi_x\right). \quad (8)$$

Высоту полосы по задней границе мгновенного очага деформации (т. *D*) $\frac{h_{0x}}{2}$ определяют следующим образом.

Из $\Delta A_1O_1O_1''$ $O_1A_1 = R_{\text{ц.орб}}$; $O_1O_1'' = \Delta x$; $\angle A_1O_1O_1'' = 90° + \varphi_x$. Методика определения полного смещения исходного контура Δx приведена в [1] и в данной задаче эта величина является известной. По теореме косинусов имеем:

$$\left(A_1O_1''\right)^2 = \Delta x^2 + R^2_{\text{ц.орб}} - 2\Delta x R_{\text{ц.орб}}\cos\left(90° + \varphi_x\right). \quad (9)$$

С учетом (9):

$$\left(O_1''D\right)^2 = r^2_{\text{р.в}} + \left(A_1O''\right)^2 - 2r_{\text{р.в}}A_1O_1''\cos\beta_x. \quad (10)$$

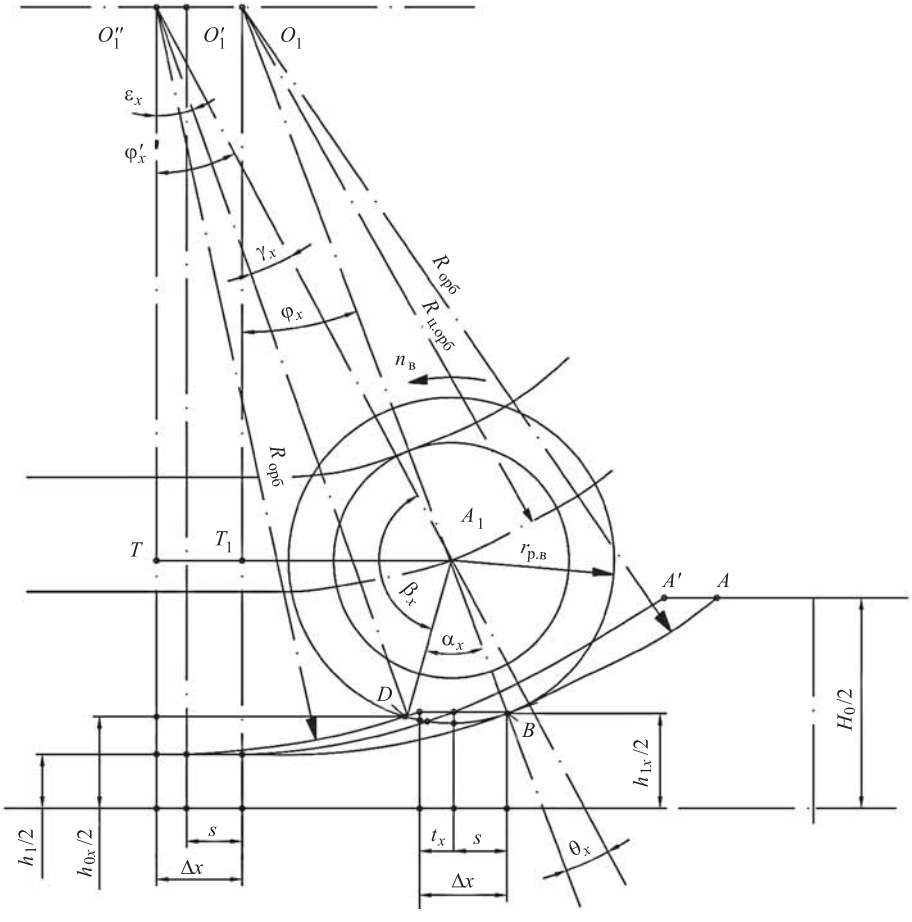


Рис. 3. К определению величины $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ на участке от угла зоны обжатия до участка начала калибровки

Методика определения угла $\angle\beta_x$ приведена в [1] и в данной задаче эта величина считается известной.

Из $\Delta A_1 O_1 T_1$

$$O_1T_1 = R_{\text{ц.орб}} \cos\varphi_x; \tag{11}$$

$$A_1T_1 = R_{\text{ц.орб}} \sin\varphi_x. \tag{12}$$

Из $\Delta A_1 O_1'' T$, учитывая, что $O_1''T = O_1T_1$, а $A_1T = A_1T_1 + \Delta x$, с учетом (11) и (12) по теореме косинусов определяем $\angle\varphi'_x$ из выражения:

$$\cos\varphi_x = \frac{\left(A_1O_1''\right)^2 + \left(O_1''T\right)^2 - \left(A_1T\right)^2}{2A_1O_1'' \cdot O_1''T}. \tag{13}$$

Из $\Delta A_1 O_1'' D$, где $A_1D = r_{\text{р.в}}$ с учетом (9) и (10) находим $\angle\gamma_x$:

$$\cos\gamma_x = \frac{\left(O_1''D\right)^2 + \left(A_1O_1''\right)^2 - r_{\text{р.в}}^2}{2O_1''D \cdot A_1O_1''}, \tag{14}$$

$\angle\varepsilon_x = \angle\varphi'_x - \angle\gamma_x$, откуда:

$$\frac{h_{0x}}{2} = \frac{h_1}{2} + \left(R_{\text{орб}} - R_{\text{орб}}\cos\varepsilon_x\right). \tag{15}$$

Таким образом, найденные по формулам (8) и (12) значения высоты полосы по передней и задней границе мгновенного очага деформации позволяют определить среднюю высоту полосы в мгновенном очаге деформации по формуле (7). Данные выводы справедливы при любом положении рабочего валка в зоне обжатия при значениях Δx как меньше, так и больше горизонтальной проекции мгновенной длины дуги контакта.

На участке от начала калибровки до отрыва рабочего валка от металла в соответствии с рис. 4 величины $h_{\text{ср}\,x}$ и $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ определяют следующим образом.

Так же как и на рис. 2 и 3, на рис. 4 представлена половина зоны деформации относительно оси прокатки на участке от начала калибровки до отрыва рабочего валка от металла.

Для данного изображения в момент выхода рабочего валка на калибрующий участок ($\varphi_x = 0$), что соответствует его положению A_1 на рис. 4, перед валком еще остается волна металла, ограниченная дугой окружности валка и дугой исходного контура ($R_{\text{орб}}$), проведенной из т. O_2, определяемой полным смещением исходного контура Δ_{x_1}, равным $s\frac{H_0}{h_1}$. Поскольку при выходе рабочего валка на калибрующий участок $\varphi_x = 0$ его угловое положение с этого момента удобнее определять относительно центра качания маятника ($\varphi_{\text{м}x_1}$ для положения A_1).

Высоту полосы по передней границе мгновенного очага деформации $\frac{h_{1x}}{2}$ (т. B_1) вычисляют как

$$\frac{h_{1x}}{2} = \frac{h_1}{2}. \tag{16}$$

Высоту полосы по задней границе мгновенного очага деформации $\frac{h_{0x}}{2}$ (т. D_1) определяют следующим образом:

$$\frac{h_{0x}}{2} = \frac{h_1}{2} + \frac{\Delta h_{x1}}{2}, \tag{17}$$

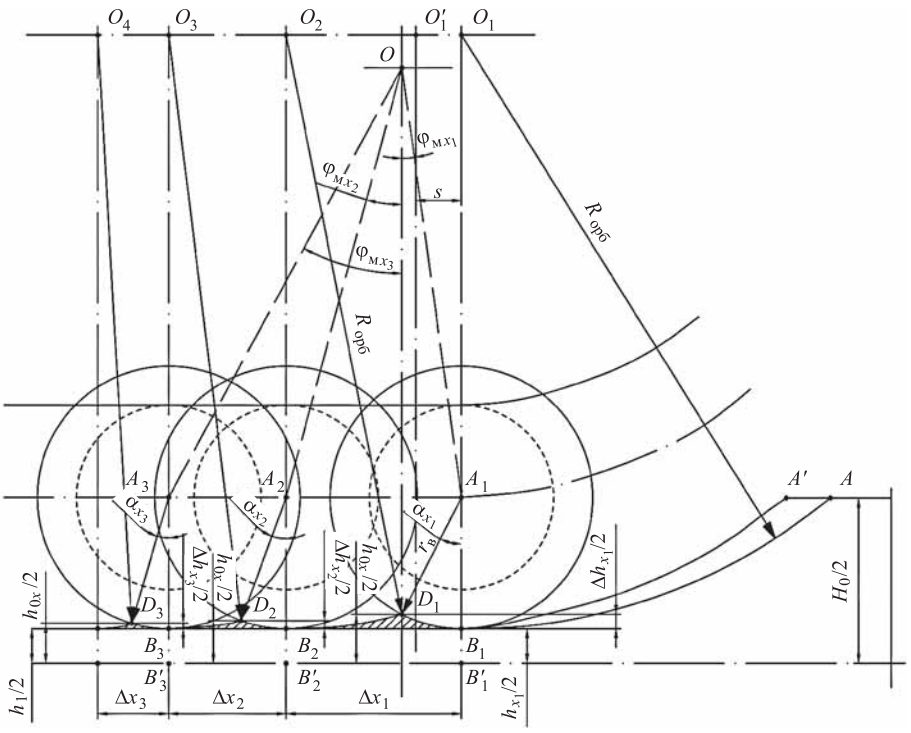


Рис. 4. К определению величины $\frac{l_x}{h_{\text{ср}\,x}}$ на участке от начала калибровки до отрыва рабочего валка от металла

где $\frac{\Delta h_{x1}}{2}$ — высота гребня волны при выходе рабочего валка на калибрующий участок (на один валок), которую находят для $\varphi_{мx_1}$ как

$$\frac{\Delta h_{x1}}{2} = \frac{\Delta x_1^2}{2\left(\sqrt{r_{р.в}} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2}. \qquad (18)$$

Таким образом, определенные по формулам (13) и (14) значения высоты полосы по передней и задней границе мгновенного очага деформации, позволяют вычислить среднюю высоту полосы в мгновенном очаге деформации:

$$h_{ср\,x} = \frac{h_{1x} + h_{0x}}{2}$$

и с учетом формулы (1) — параметр $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$.

При перемещении рабочего валка по калибрующему участку из положения A_1 в положение A_2 ($\varphi_{мx_2}$) на величину смещения Δx_1 раскатываемый объем волны получает дополнительное смещение Δx_2 с высотой гребня $\frac{\Delta h_{x_2}}{2}$, которая по аналогии с (15) равна:

$$\frac{\Delta h_{x_2}}{2} = \frac{\Delta x_2^2}{2\left(\sqrt{r_{р.в}} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2}.$$

Величину Δx_2 определяют из уравнения:

$$\Delta x_2^3 + 2h_1\left(\sqrt{r_{р.в}} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2 \Delta x_2 - \Delta x_1^3 = 0. \qquad (19)$$

Решение этого уравнения приведено в [1].

Высоту полосы по передней границе мгновенного очага деформации $\frac{h_{1x}}{2}$ (т. B_2) вычисляют для этого положения рабочего валка по формуле (13), а высоту полосы по задней границе мгновенного очага деформации — по формуле

$$\frac{h_{0x}}{2} = \frac{h_1}{2} + \frac{\Delta h_{x2}}{2}. \qquad (20)$$

По аналогии с положением валка $\varphi_{мx_1}$ находят величины $h_{ср\,x}$ и $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ для положения $\varphi_{мx_2}$.

Если после перемещения рабочего валка по калибрующему участку на величину Δx_2 перед валком еще имеется волна металла, то расчет Δx_3, $\frac{\Delta h_{x3}}{2}$, $h_{ср\,x}$, $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ для положения A_3 ($\varphi_{мx_3}$) повторяется аналогично положению A_2 до момента, когда величина $\frac{\Delta h_{x_n}}{2}$ близка к нулю. Для этого его положения, соответствующего полному суммарному смещению исходного контура $\sum \Delta x_n = \Delta x_1 + \Delta x_2 + \ldots + \Delta x_n$, можно определить угол выхода рабочего валка из зоны деформации:

$$\varphi_{м.вых} = \operatorname{arctg}\left(\frac{x - \sum \Delta x_n}{L - \frac{h_1}{2} - r_{р.в}}\right), \qquad (21)$$

где x — координата начала калибрующего участка (геометрического центра профилированной планки); L — расстояние от оси качания маятника до оси прокатки.

Длину мгновенного очага деформации (длину дуги контакта) на калибрующем участке вычисляют согласно [1] из выражения:

$$l_{x_n} = r_{р.в}\alpha_{x_n}.$$

Угол контакта металла с валком в этом случае:

$$\alpha_{x_n} = \arccos\left(\frac{r_{р.в} - \frac{\Delta h_{x_n}}{2}}{r_{р.в}}\right).$$

На рис. 5 приведены результаты расчета по программе в виде графика изменения параметра очага деформации $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ от углового положения рабочего валка в зоне обжатия при прокатке в маятниковой клети.

Анализ представленной зависимости показал, что практически по всей зоне обжатия деформация металла рабочим валком проходит при $\frac{l_x}{h_{ср\,x}} \gg 0{,}12$, за исключением короткого участка от угла встречи рабочего валка с металлом ($\varphi_в = 21{,}2°$) до углового положения 21,03°, т.е. в пределах от угла встречи до угла зоны обжатия ($\varphi_з = 20{,}35°$). Максимальное значение 1,53361 отношение $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ принимает при угловом положении валка 8,5°.

Таким образом, сравнение результатов теоретических расчетов величины $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ для ма-

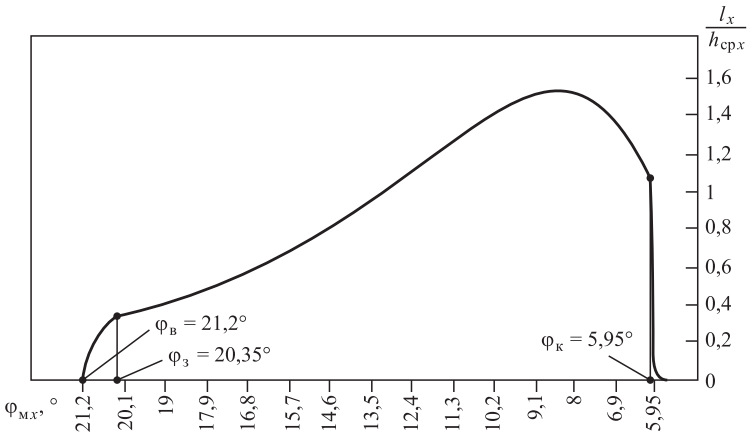


Рис. 5. Зависимость отношения длины дуги контакта к средней высоте мгновенного очага деформации $\frac{l_x}{h_{ср\,x}}$ от углового положения рабочего валка в зоне обжатия $\varphi_{мх}$ (H_0 = 24 мм; h_1 = 4 мм; s = 1,5 мм)

ятникового стана с данными, полученными по этому параметру из исследования планетарного стана 150 конструкции ВНИИМЕТМАШ, показал существенное отличие условий деформирования, при которых дано обоснование для подхода к определению длины дуги контакта.

Несмотря на идентичность принципа деформирования металла на этих станах, ранее отмеченных в работе, отличие условий связано с большой разницей в диаметрах рабочих валков (28 мм у планетарного стана и 80 мм у маятникового стана) и значениях применяемых подач металла (0,065...0,52 мм/валок у планетарного стана и 0,5...3,5 мм/валок у маятникового стана). Данным обстоятельством при прокатке на маятниковом стане можно объяснить отсутствие предпосылок практически по всей зоне обжатия для сосредоточения деформации в пластических зонах, локализованных у поверхности металла, которые по мере продвижения валка постепенно возрастают вместе с увеличением длины дуги контакта, как это происходит при прокатке на планетарном стане. В силу малости участка, где сосредоточение деформации в пластических зонах при прокатке на маятниковом стане может иметь место, этим явлением можно пренебречь и при определении длины дуги контакта не учитывать.

Предложенная в данной работе методика теоретического определения параметра геометрии очага деформации $l/h_{ср}$ при маятниковой прокатке не только объясняет подход к расчету, позволяющему получить значения длины дуги контакта по всей зоне обжатия, но и дает материал для нахождения коэффициента напряженного состояния при расчете энергосиловых параметров процесса при деформации полосового металла на маятниковом стане.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

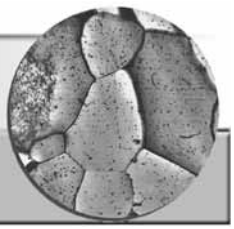
1. **Арюлин С.Б., Камоничкин Д.Т.** Определение параметров очага деформации при прокатке на маятниковом стане // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 9. С. 32—40.

2. **Арюлин С.Б., Шинкаревич Ю.П.** Исследование лабораторного маятникового стана // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 4. С. 29—34.

Сергей Борисович Арюлин,
nukmt@bmstu.ru;
Дмитрий Тамашевич Камоничкин

Читайте в следующем номере

- **Вострое В.Н., Кононов П.В., Мишин В.В., Глухов П.А.** Выбор рациональных режимов угловой раскатки деталей с фланцами на основе компьютерного моделирования в программном комплексе Deform-3D



УДК 669.017

О.Е. Осинцев, В.В. Васенев*, В.Н. Мироненко*, В.Н. Бутрим*, С.Я. Бецофен, Р.В. Тюльпакова**

*(МАТИ — Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского, *ОАО "Композит", г. Королев, **ОАО "ВИЛС", г. Москва)*

Разработка режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al—Si—Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов

Изучена кинетика выделения газовых примесей при нагреве в вакууме порошков САС-1-50, гранул САС-1-400 и механически легированного композиционного материала (КМ) Al—42,5 % Si—3 % Ni, и установлены температурные интервалы наиболее интенсивного выделения водорода и других газовых примесей при вакуумной дегазации. Для гранул САС-1-400 разработан режим вакуумной дегазации со ступенчатым подъемом температуры; для порошка САС-1-50 и механически легированного КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni разработан режим дегазации в тонком слое 6...8 мм, для удаления ресорбированной поверхностной влаги предусмотрен повторный нагрев дегазированного сплава перед компактированием. Во всех случаях нагрев ограничен температурой неравновесного солидуса сплава ≈535 °С. После дегазации получены вакуумно-плотные заготовки и деформированные полуфабрикаты с высоким уровнем физических и механических свойств.

Ключевые слова: сплавы системы Al—Si—Ni; быстрая кристаллизация; механическое легирование; дегазация порошков; структура и фазовый состав; физические и механические свойства.

Kinetics of gassing impurities during vacuum heating of powders SAS-1-50, SAS-1-400 and mechanically alloyed composite Al—42,5 % Si—3 % Ni are studied. Temperature intervals of the most intense release of hydrogen and other impurities during vacuum degassing are determined. Degassing performance in vacuum with temperature stage hoisting for SAS-1-400 powder is developed; for SAS-1-50 powder and mechanically alloyed composite Al—42,5 % Si—3 % Ni is developed degassing performance in thin layer about 6...8 mm with additional heating of degasified material right before compacting in order to remove resorbed moisture. In all cases, heating temperature was close to nonequilibrium solidus of alloys and was about 535 °C. After degassing compact billets, deformed bars and forgings with high level physical and mechanical properties are produced.

Keywords: Al—Si—Ni system alloys; rapid solidification; mechanical alloying; powder degassing; structure and phase composition; physical and mechanical properties.

Введение. Порошковые алюминиевые сплавы, содержащие 25...42,5 % Si, 5...7 % Ni, обладают рядом уникальных физических свойств, что определяет возможность их применения в космическом приборостроении [1, 2]. По структуре они относятся к заэвтектическим силуминам.

Технология получения литой заготовки обусловливает высокое содержание водорода, кислорода и поверхностной влаги в порошках и гранулах этих сплавов. Оно связано с необходимостью сильного перегрева жидкого металла до температуры 1000 °С и выше для расплавления труднорастворимых в жидком алюминии компонентов шихты — кремния и никеля. Однако главными источниками газонасыщения являются диспергирование и распыление жидкого металла при получении гранул и порошков. Дополнительному газонасыщению подвержены композиционные ма-

териалы (КМ) с ультравысоким содержанием кремния (до 42,5 %), к которым применяют механическое легирование.

Газовые примеси резко ухудшают качество этих материалов: способствуют образованию газовой пористости и снижают вакуумную плотность, понижают механические свойства и т.д.

Другая сложность — низкая технологическая пластичность композиционных материалов. Даже вблизи температуры солидуса относительное удлинение этих сплавов не превышает 1,5...3,5 %.

Таким образом, для того чтобы сохранить те преимущества по физико-механическим свойствам сплавов системы Al—Si—Ni перед другими материалами, которые дают быстрая кристаллизация и механическое легирование, необходима определенная чистота материала по газовым примесям.

Цель работы — разработка режима дегазации, обеспечивающего наиболее полное удаление газовых примесей и получение качественных брикетов, а также прессованных и штампованных полуфабрикатов из труднодеформируемых заэвтектических силуминов.

Материалы, способы их получения и методика эксперимента. В качестве материала использовали быстрозакристаллизованный порошковый сплав САС-1 — заэвтектический силумин, дополнительно легированный никелем, следующего состава: 25...30 % Si; 5...7 % Ni; Al — основа.

Порошки получали двумя способами: частицы сферической формы диаметром от 0,1...0,3 до 20...50 мкм — газовым распылением расплава (САС-1-50) струей азота со средней скоростью кристаллизации $2 \cdot 10^4 ... 10^5$ °С/с; гранулы веретенообразной формы (САС-1-400) — центробежным разбрызгиванием расплава, с диаметром частиц 50...320 мкм и длиной 0,3...5 мм, где встречаются также частицы в виде пластин, которые появляются вследствие соударения жидкого металла со стенками кристаллизатора. Скорость кристаллизации при получении этих частиц составляла в среднем 10^4 °С/с.

Для получения более высокого содержания кремния — 42,5 % был приготовлен третий состав. Использовали метод механического легирования: к порошку САС-1-50 добавляли дисперсный порошок кремния марки Кр00, размолотый до 2 мкм. Шихту составляли таким образом, чтобы механическим легированием получить порошковый сплав Al—42,5 % Si—3 % Ni.

Объектом исследования являлись быстрозакристаллизованные порошки, а также полученные из них брикеты, прессованные прутки и штамповки. Структуру полуфабрикатов исследовали на металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Фазовый состав и структуру изучали методом рентгеноструктурного анализа и высокоразрешающей сканирующей электронной микроскопии на приборе Supra V50 с приставкой для рентгеновского микроанализа. Механические свойства определяли на испытательной машине Schenk-Trebel RMC-100 с механическим приводом подвижной траверсы.

Температурный коэффициент линейного расширения и плотность определяли по стандартным методикам.

Взаимодействие с газами исследовали методами импульсного плавления в потоке азота на приборах Leco RH-402 (водород) и RO-116 (кислород) и термодесорбционным масс-спектрометрическим методом при скорости нагрева образцов в вакууме 5 °С/мин с регистрацией составляющих выделяющейся газовой фазы.

Механическое легирование осуществлялось в специальном аттриторе, принцип работы которого заключается в обработке порошковой шихты мелющими шарами, загруженными в расположенную вертикально неподвижную размольную емкость, внутри которой вращается вертикальный импеллер (мешалка) с частотой вращения 100...1000 $мин^{-1}$. Укрепленные на центральном валу била импеллера приводят в хаотичное движение шары, которые сталкиваются друг с другом и внутренними поверхностями размольной емкости, измельчают и снова спекают частицы порошковой шихты.

Результаты исследования и их обсуждение. Наиболее вредной примесью в алюминиевых сплавах является водород [3, 4]. Известно, что он присутствует в алюминиевых сплавах в двух формах: в виде поверхностного водорода и растворенного. Поверхностный водород образуется в результате десорбции воды из комплексного оксида алюминия $Al_2O_3 \cdot nH_2O$, который связывает n молекул воды. Далее структурно свободные молекулы воды реагируют с чистым алюминием, образуя моле-

кулярный поверхностный водород [4]. Таким образом, эти реакции образуют две газовые примеси — пары воды и водород.

Другая форма присутствия водорода в алюминиевых сплавах — это растворенный водород. Он находится внутри металла и заполняет несплошности: поры, раковины, скопления вакансий и т.д.

Если комплексный оксид алюминия присоединяет несколько молекул воды одновременно, то при нагревании десорбция воды в молекулярной форме происходит последовательно и наиболее активно в нескольких температурных интервалах, образуя известную последовательность, которая называется рядом Габера [4, 5]. Эта температурная последовательность десорбции зависит от природы сплава. Знать ее необходимо при разработке режимов дегазации порошков и гранул.

Для установления температурных режимов дегазации, при которых происходит наиболее эффективное выделение водорода из порошков и гранул исследуемых сплавов, были проведены специальные эксперименты по кинетике выделения водорода и других газовых примесей термодесорбционным масс-спектрометрическим методом анализа продуктов откачки, доработанным специально для анализа этих порошковых материалов.

При аттестации масс-спектрометра для анализа содержания газовых примесей в порошках и гранулах сначала проведены эксперименты со сплавом 1201 из Государственного стандарта (ГСО 6007—91) с аттестованным содержанием водорода 0,18 ppm (0,20 см^3/100 г), других газовых примесей в сплаве не было.

На рис. 1 приведены масс-спектры примесей в сплаве 1201. При нагреве до температуры 540 °С со скоростью 5 °С/мин получены два максимума на кривой выделения водорода (массовое число $m/e = 2$). Первый максимум — низкотемпературный (поверхностный водород) на 5...6 мин нагрева образца (число циклов $N = 40$), что соответствует температуре около 40 °С. Наиболее интенсивное выделение поверхностного и растворенного водорода происходит на 18...25 мин нагрева (в интервале 160...190 циклов), что соответствует температуре около 150 °С (второй максимум). Затем происходит постепенное снижение интенсивности выделения водорода до фонового значения при температуре около 250 °С (360 циклов).

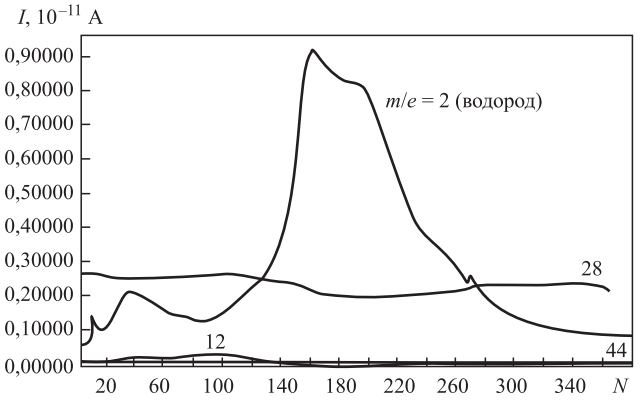


Рис. 1. Масс-спектры выделения газовых примесей при нагреве в вакууме деформируемого алюминиевого сплава 1201 с аттестованным содержанием водорода

На рис. 1 приведены также кривые от выделения газовых примесей легких ($m/e = 12$) и тяжелых ($m/e = 44$) углеводородов и азота ($m/e = 28$), которых в эталонном сплаве не было. Это связано с поверхностным загрязнением от стенок капсулы. Поэтому эксперименты с гранулами и порошками опытных сплавов проводили с контролем масс-спектров газовых примесей в вакуумированной железной капсуле без анализируемого металла.

Результаты этого эксперимента показаны на рис. 2, где приведены масс-спектры продуктов откачки из порошков и гранул опытных сплавов САС-1-50 и САС-1-400 и железной капсулы. Газовые примеси легких и тяжелых углеводородов с массовыми числами 12; 16; 28 и 44, которые характеризуют поверхностные загрязнения, представлены как в капсуле, так и в опытных сплавах (см. рис. 2). Наличие спектров от этих примесей можно отнести к артефактам. Далее кривые от указанных примесей на графиках масс-спектров не рассматривали. Следует отметить, что кривая, характеризующая содержание водорода в спектре железной капсулы, находится на уровне фона, а кривая с массовым числом $m/e = 18$ в масс-спектрах сплавов САС-1-50 и САС-1-400 отсутствует, так как откачку проводили с вымораживанием паров воды.

Высокое содержание водорода, поверхностной влаги и других газовых примесей требует выбора наиболее эффективных режимов дегазации. Для установления температурных режимов дегазации были проведены дополнительные эксперименты с масс-спектрометрическим анализом продуктов откачки газовых примесей из гранул и по-

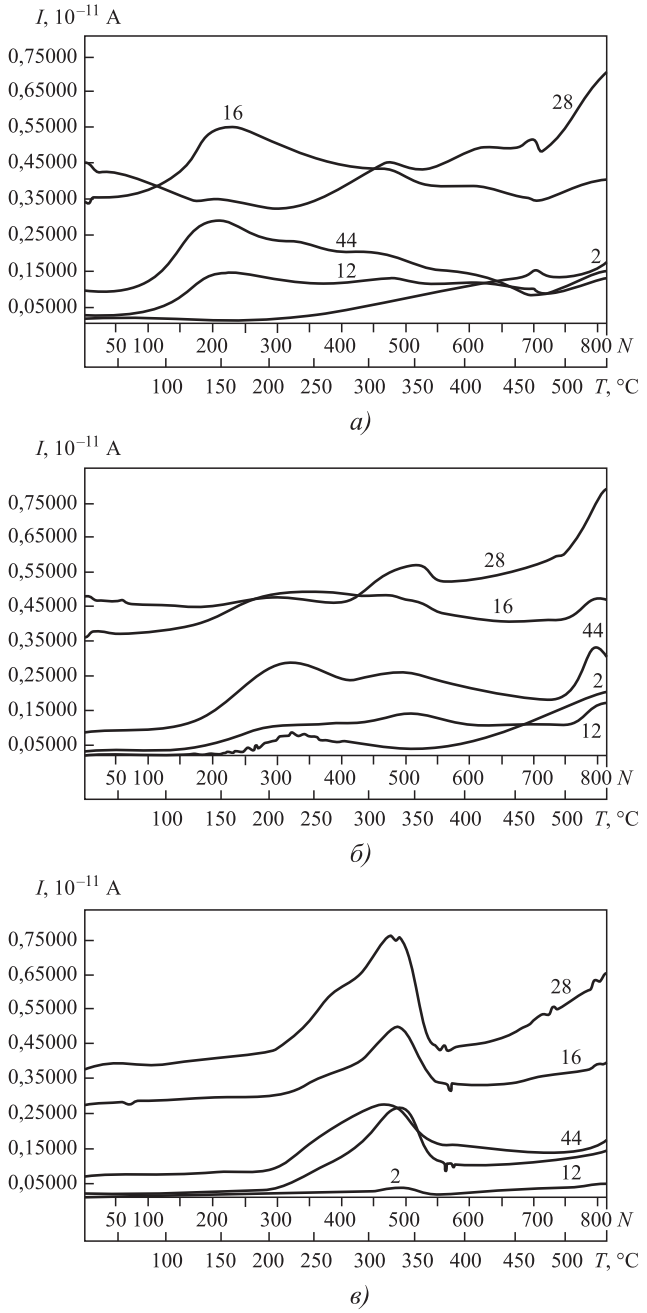


Рис. 2. Масс-спектры выделения газовых примесей при нагреве в вакууме из порошка САС-1-50 (*а*), гранул САС-1-400 (*б*) и железной капсулы (*в*)

рошков опытных составов. Скорость нагрева образцов составляла 5 °С/мин. Были выбраны две изотермические выдержки: при температурах 480 °С (45...50 мин) и 540 °С (10 мин). Считали, что при этих температурах, согласно ряду Габера, наиболее эффективно происходит процесс удаления гидратированной воды, связанной с оксидом алюминия ($Al_2O_3 \cdot nH_2O$), а также выделяется растворенный в металле водород.

Это полностью подтверждается для гранул САС-1-400 (рис. 3, *а*). Как показывает термодесорбционная кривая, при температурах 175 и 350 °С активизируется процесс выделения поверхностного водорода из молекул воды, образовавшихся благодаря разрушению комплексного оксида алюминия. При температуре 480 °С

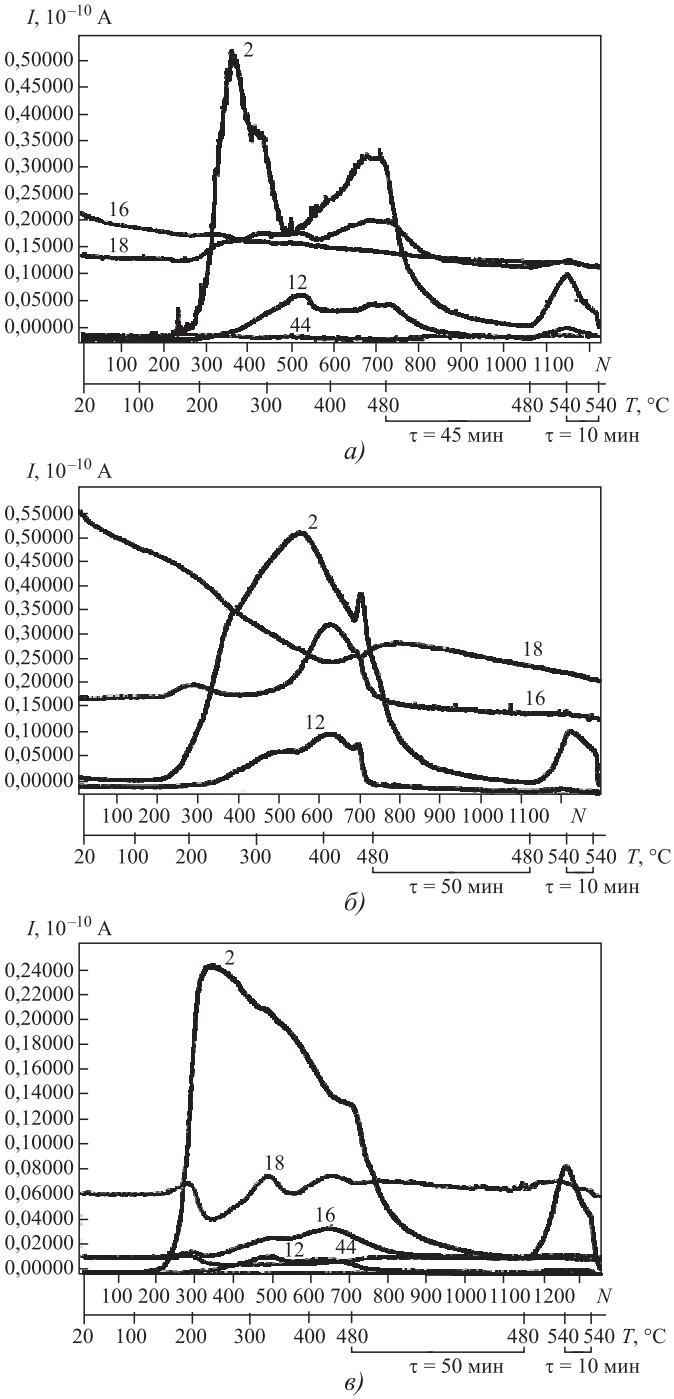


Рис. 3. Масс-спектры выделения газовых примесей при нагреве в вакууме с изотермическими выдержками при температурах 480 и 540 °С из порошковых композиций сплавов системы Al—Si—Ni:

а — гранулы САС-1-400; *б* — порошок САС-1-50; *в* — механически легированный КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni

происходит выход растворенного в металле водорода, при температуре около 540 °С выход водорода возрастает, так как удаляется последняя молекула воды из комплексного оксида алюминия. Это соответствует последовательности распада комплексного оксида алюминия в ряду Габера. Пик интенсивности выделения поверхностного водорода получен для всех исследуемых сплавов (см. рис. 3). Выделение кислорода (m/e = 16) в гранулах снижается до фонового значения.

Особенность порошков САС-1-50 (см. рис. 3, *б*) состоит в том, что из-за сильно развитой поверхности порошков выделение поверхностного водорода при непрерывном нагреве со скоростью 5 °С/мин не заканчивалось до начала активной десорбции растворенного водорода, и эти процессы в порошках идут параллельно. Как и в гранулах САС-1-400, на кривой десорбции водорода при 540 °С получен максимум интенсивности.

Таким образом, десорбция водорода из порошков САС-1-50 требует большего времени при возможно высокой температуре, близкой к температуре солидуса. Содержание водорода в продуктах откачки для порошка САС-1-50 в несколько раз выше, чем для гранул САС-1-400.

На кривой десорбции водорода в механически легированном КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni также получены два максимума интенсивности при температурах 250 и 540 °С (см. рис. 3, *в*). Особенностью масс-спектров газовых примесей, выделившихся при нагреве в вакууме сплава Al—42,5 % Si—3 % Ni является значительно большее количество выделившегося водорода. Интенсивность его выделения в конце эксперимента в 2,5—3 раза выше, чем из порошков и гранул. Количество водорода, выделившееся при нагреве в вакууме, увеличивается в ряду САС-1-400 → САС-1-50 → Al—42,5 % Si—3 % Ni.

Принимая во внимание результаты исследования термодесорбции порошков и гранул, а также классический ряд Габера процесса удаления молекул гидратированной воды из оксидной пленки:

выбран следующий режим вакуумной дегазации со ступенчатым подъемом температуры:

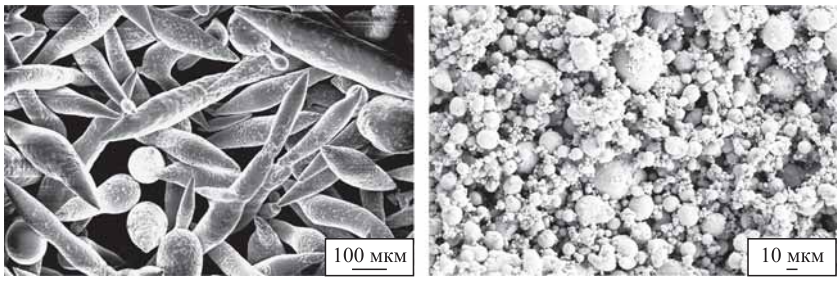
— первая ступень (100...120 °С, 20 мин) предназначена для удаления адсорбированной влаги (ad);

— вторая и третья ступени (200 и 350 °С, 30 мин) предназначены для удаления 0,5 и 1,5 молекул воды;

— четвертая ступень (480 °С, 3 ч) — удаляется растворенный водород. Затем для дальнейшего удаления растворенного водорода в течение 4 ч осуществляется медленный подъем температуры от 480 до 535 °С.

Эксперименты по дегазации гранул и порошков перед компактированием непосредственно в контейнере вакуумного пресса показали, что совмещенный цикл дегазации и компактирования может быть реализован только на гранулах САС-1-400. Гранулы этого сплава имеют удлиненную веретенообразную форму (рис. 4, *а*), укладка в контейнере пресса хаотична и не вызывает затруднений при откачке газа при вакуумировании.

При дегазации порошков САС-1-50 (см. рис. 4, *б*) шаровидной формы меньшей фракции (около 20 мкм) из-за сильно развитой поверхности частиц выход газа, выделяющегося из порошка, из массива засыпки затруднен. В результате внутри массива успевают сформироваться газовые пузыри. По достижении критического размера происходит резкий выброс пузырей (подобно кипению жидкости), а при этом из контейнера — выброс порошка. Поэтому для порошка САС-1-50 и механически легированного КМ Al — 42,5 % Si — 3 % Ni



а) *б)*

Рис. 4. Частицы гранул САС-1-400 (*а*) и порошка САС-1-50 (*б*), полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа

$$(Al_2O_3\cdot 3H_2O\cdot ad \overset{120\ ^\circ C}{\uparrow\rightarrow} Al_2O_3\cdot 3H_2O \overset{175\ ^\circ C}{\uparrow\rightarrow} Al_2O_3\cdot 2{,}5H_2O \overset{310...350\ ^\circ C}{\uparrow\rightarrow} Al_2O_3\cdot H_2O \overset{550\ ^\circ C}{\uparrow\rightarrow} \gamma' - Al_2O_3 \overset{610...650\ ^\circ C}{\rightarrow} \gamma - Al_2O_3$$

$$ad \qquad 0{,}5H_2O \qquad 1{,}5H_2O \qquad H_2O$$

принят раздельный цикл дегазации в тонком слое. Толщина слоя составляет 6...8 мм. Выдержка на высокотемпературной ступени от 2 до 8 ч.

Неизбежный вынос дегазированного порошка из вакуумной печи в атмосферу для пересыпания в контейнер пресса перед компактированием определил необходимость введения при нагреве дополнительной ступени для удаления ресорбированной поверхностной влаги.

Последующее компактирование осуществлялось в том же вакуумном прессе, в котором проводилась дегазация порошков и гранул. Для повышения эффективности процесса температуру компактирования выбирали предельно высокой, близкой к температуре солидуса сплава. Качество брикетов оценивали по микро- и макроструктуре, механическим свойствам и характеру изломов образцов после испытания на разрыв.

Концентрацию газовых примесей (водорода, кислорода) определяли в исходном состоянии (в гранулах и порошках) исследуемых сплавов и в брикетах после дегазации. Результаты анализа приведены в табл. 1.

Получили, что при дегазации в вакуумном прессе происходит эффективное снижение концентрации водорода: в брикетах САС-1-50 — в 32 раза, в брикетах САС-1-400 — в 8 раз, в механически легированном сплаве — в 3,7 раза по сравнению с исходным состоянием.

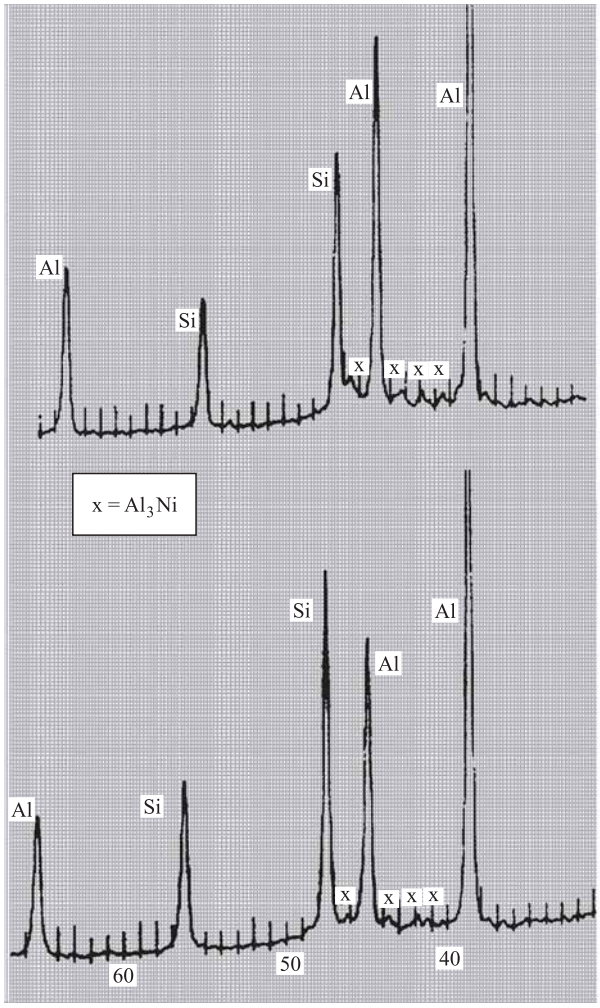
Таким образом, разработанный режим дегазации порошковых сплавов системы Al—Si—Ni является эффективным методом очистки полуфабрикатов от примеси водорода.

1. Содержание газовых примесей в исследуемых материалах до и после дегазации

Материал	Состояние материала	Содержание газовых примесей	
		Водород, ppm	Кислород, %
САС-1-400	Порошок	12,4	0,031
	Брикет	1,53	0,026
САС-1-50	Порошок	62,3	0,38
	Брикет	1,92	0,23
Механически легированный КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni	Порошок	129,3	1,99
	Брикет	34,4	1,7

Удаление из металла кислорода происходит не так эффективно, как водорода (см. табл. 1). Этот результат объясняется тем, что кислород не растворяется в алюминии в твердом состоянии [см. кн.: Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.]. Поэтому его удаление при дегазации происходит только с поверхности (влага) и из пор и других дефектов в металле, связанных с атмосферой.

Микроструктурный и рентгеноструктурный анализы (рис. 5) показали, что длительные нагревы при дегазации и последующее компактирование не изменяют фазовый состав сплавов: присутствуют те же фазы α_{Al} — твердый раствор, Si и интерметаллиды $NiAl_3$. Однако структура существенно изменяется: кристаллы первичного кремния увеличиваются в размере вследствие растворения эвтектического кремния и диффузии атомов кремния



а)

б)

Рис. 5. Рентгенограммы порошка САС-1-50 (*а*) и механически легированного КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni (*б*)

2. Физические и механические свойства порошковых сплавов системы Al—Si—Ni

Материал	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	$\sigma_{0,002}$, МПа	$\alpha \cdot 10^6$, K^{-1}, при 20...120 °С	ρ, кг/м^3
	МПа					
САС-1-50 (брикет, диаметр 70 мм)	235	130	0,95	32	14,7...15,9	2707...2709
САС-1-50 (пруток, диаметр 50 мм)	295	165	2,40	25	14,7...15,9	2711...2714
Механически легированный КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni (брикет, диаметр 70 мм)	220	—	0,1	45	10,7...10,9	2698...2704

Обозначения: $\sigma_в$ — предел прочности; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; δ — относительное удлинение; $\sigma_{0,002}$ — прецизионный предел упругости; α — температурный коэффициент линейного расширения; ρ — плотность.

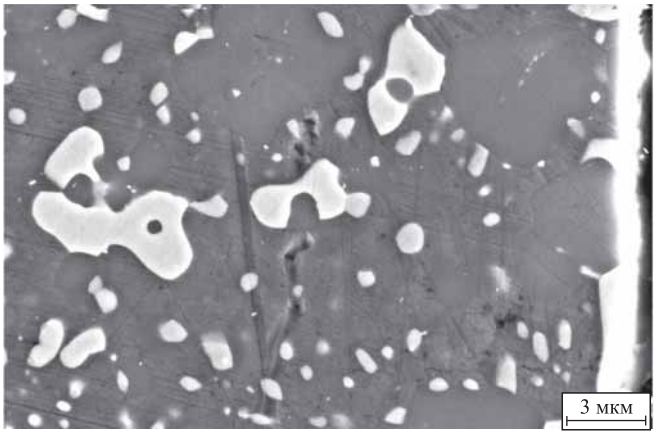


Рис. 6. Микроструктура САС-1-50, полученная на РЭМ во вторичных электронах, после дегазации в вакуумном прессе

через твердый раствор к крупным первичным кристаллам.

Кристаллы кремния (первичные и эвтектические) приобретают округлую форму (рис. 6). Формируется матричная структура, где в матрице алюминиевого твердого раствора равномерно распределены кристаллы кремния различных размеров округлой формы и дисперсные частицы интерметаллида $NiAl_3$. Такая структура наиболее желательна для последующей пластической деформации.

Для изучения физических и механических свойств из брикетов САС-1-50, полученных по разработанной технологии [6], получены прессованные прутки. Свойства механически легированного КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni с повышенным содержанием кремния изучали на брикетах после их дегазации. Результаты этих исследований приведены в табл. 2.

Прессованные прутки из САС-1-50 диаметром 50 мм имеют высокие прочностные свойства, относительное удлинение более чем в 2 раза превосходит значения, установленные для брикетов согласно ТУ 1791-497-56897835—2011. САС-1-50 отличается также малой плотностью ρ и низким значением температурного коэффициента линейного расширения α в интервале температур 20...120 °С.

Высокую прочность имеет и механически легированный КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni. Главным преимуществом этого материала является низкое значение α (примерно на 30 % ниже, чем у САС-1-50) — это главная физическая характеристика, необходимая для изделий авиакосмического назначения, определяющая точность измерений навигационных приборов. Высокое значение прецизионного предела упругости $\sigma_{0,002}$ определяет надежность и долговечность работы изделий из этого материала. Однако низкое значение относительного удлинения δ позволяет изготовлять изделия только из брикетов этого материала.

Выводы

1. Изучена кинетика выделения газовых примесей (водорода, кислорода, влаги) при нагреве в вакууме порошков САС-1-50, гранул САС-1-400 и механически легированного КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni, и определены температурные интервалы наиболее активного их выделения при вакуумной дегазации.

2. На основании результатов исследования термодесорбции гранул САС-1-400 разработан режим вакуумной дегазации со ступенчатым подъемом температуры; для порошка САС-1-50 и механически легированного КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni разработан режим дегазации в тонком слое. Во всех случаях нагрев ограничен температурой неравновесного солидуса около 535 °С.

3. После дегазации содержание водорода в компактном брикете из САС-1-50 уменьшилось в 32 раза, в брикетах САС-1-400 — в 8 раз, в механически легированном КМ Al—42,5 % Si—3 % Ni — в 3,7 раза, что обеспечило получение вакуумно-плотных заготовок и деформированных полуфабрикатов из них с высоким уровнем физических и механических свойств.

4. Длительные нагревы при дегазации не изменяют фазовый состав сплавов, однако структура существенно изменяется: происходит коагуляция первичных и эвтектических кристаллов кремния. При последующем компактировании формируется матричная структура, где в матрице алюминиевого твердого раствора равномерно распределены дисперсные кристаллы кремния и интерметаллида $NiAl_3$. Это повышает деформационные возможности сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Елагин В.И., Шмаков Ю.В.** Гранулируемые алюминиевые сплавы и перспективы их развития // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: Физмат, 2006. С. 140—154.

2. **Фридляндер И.Н.** Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов: избранные труды к 100-летию со дня рождения / под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2013. 234 с.

3. **Колачев Б.А.** Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 276 с.

4. **Водород** в металлах. Т. 1. / под ред. Г. Алефельда и Ф. Фелькля. М.: Мир, 1981. 475 с.

5. **Бондарев Б.И., Шмаков Ю.В.** Технология производства быстрозакристаллизованных алюминиевых сплавов. М.: ВИЛС, 1997. 231 с.

6. **Разработка** технологии получения прессованных полуфабрикатов и штамповок из алюминиевого сплава САС-1-50 и изучение их структуры и физико-механических свойств / В.В. Васенев, В.Н. Мироненко и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 9. С. 41—47.

Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук;
Валерий Валерьевич Васенев,
info@kmpozit-mv.ru;
Виктор Николаевич Мироненко, канд. техн. наук;
Виктор Николаевич Бутрим, канд. техн. наук;
Сергей Яковлевич Бецофен, д-р техн. наук;
Раиса Васильевна Тюльпакова, канд. техн. наук

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

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

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

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

УДК 621.791.722:621.762.04

Ю.А. Соколов *(ООО "НТК Электромеханика", г. Ржев),*
Н.В. Павлушин *(ГП НПГК "Зоря" — "Машпроект", г. Киев),*
С.Ю. Кондратьев *(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)*

Гибридная технология синтеза композиционных порошковых изделий с использованием источника высокоэнергетических ионов

Предложена конструкция и описан принцип действия новой установки для получения композиционных изделий с программируемой структурой из порошка различного химического состава по гибридной технологии. Технология включает в себя различные методы послойного формирования изделия: электронно-лучевой/ионный синтез, вакуумную пайку, электронно-лучевое напыление, ионно-имплантационную модификацию поверхности порошка с использованием источника высокоэнергетических ионов.

Ключевые слова: композиционные материалы; порошковая металлургия; электронно-лучевой синтез; ионный луч; напыление; оптическая система.

The technical realization of installation for producing of the composite materials with programmed structure from powder of various chemical composition by various methods of layerwise formation of product is considered: electron beam/ionic synthesis, the vacuum soldering, electron-beam evaporation, ionic-implanted modification of powder's surface with use of source of high-energy ions. The construction of specialized plant for the realization of the hybrid technology is considered.

Keywords: composite materials; powder metallurgy; electron beam synthesis; ionic beam; evaporation; optic block.

Гибридная технология, предназначенная для получения композиционных изделий, сочетает различные методы послойного формирования готовых деталей: электронно-лучевой/ионный синтез, вакуумную пайку, электронно-лучевое напыление, ионно-имплантационную модификацию поверхности порошка с использованием источника высокоэнергетических ионов [1—6].

Наиболее эффективно сочетание различных методов при создании изделий из порошков, значительно отличающихся температурой плавления и теплофизическими свойствами, что формирует особые свойства готовых деталей [7, 8]. Это позволяет получать в материале различные комбинации металлических и керамических слоев.

Гибридные технологии развиваются для создания новых классов композиционных изделий и формирования структур, не реализуемых в рамках равновесных и квазиравновесных технологических процессов. Наиболее перспективным является создание гибридных технологий на базе процесса *синтеза изделий ионным пучком* (СИП) [1, 2, 9, 10].

Целью работы является практическое обоснование возможности создания эффективной гибридной технологии синтеза композиционных изделий с программируемой структурой с использованием ионного пучка и анализ особенностей технологических операций.

Установка для реализации гибридной технологии. Схема разработанной однокамерной установки "СИЭЛ-5" для реализации гибридной технологии послойного синтеза изделий приведена на рис. 1. Предлагаемая технология включает в себя следующие операции:

— выращивание матрицы изделия методом электронно-лучевого плавления, обеспечивающим высокую производительность;

— получение демпфирующих упрочняющих слоев толщиной от 10 нм, осуществляемое методом электронно-лучевого напыления;

— модификация поверхности порошка, выполняемая методом ионно-имплантационной обработки слоя с использованием источника высокоэнергетических ионов.

К особенностям конструкторского решения установки "СИЭЛ-5" следует отнести наличие двух электронно-лучевых пушек и одного дуаплазма-

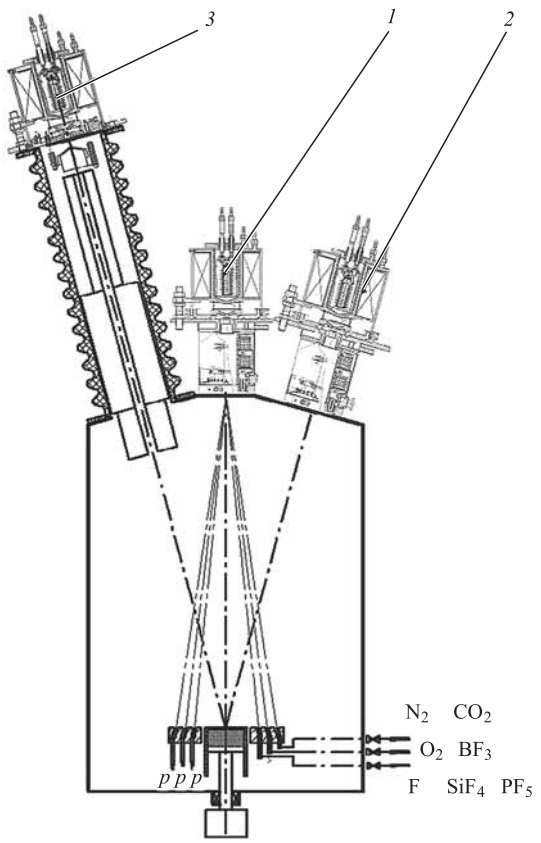


Рис. 1. Схема специализированной технологической установки синтеза композиционных изделий:

1 — первая электронная пушка для выпаривания слитка; *2* — вторая электронная пушка для плавления порошка; *3* — дуаплазматрон; *p* — подача слитка

трона. К основным элементам установки относятся следующие узлы и механизмы (см. рис. 1): камера рабочая, первая электронная пушка для выпаривания слитка, вторая электронная пушка для плавления порошка, дуаплазматрон, подача порошка, вибрации, нож для выравнивания порошка, изделие, тигельный узел.

Для понимания принципа действия и выявления преимуществ установки "СИЭЛ-5" необходимо рассмотреть ее конструктивные особенности.

Электронно-лучевая пушка. Первая *электронно-лучевая пушка* (ЭЛП) предназначена для послойного синтеза изделия методом плавления. При синтезе матрицы электронный луч перемещается по подложке или формируемому изделию со скоростью сканирования $v_{ск}$. Это эквивалентно действию (приложению) периодической тепловой нагрузки с длительностью импульса $d_o/v_{ск}$ (d_o — диаметр пучка в месте его встречи с поверхностью объекта).

К числу параметров оперативного управления во время технологического процесса относятся: сила тока пучка $I_п$; скорость сканирования луча $v_{ск}$; кроссовер (диаметр) пучка d_o; шаг смещения луча при сканировании поверхности $s_{см}$; размеры сканируемой площади x_i и y_i (угол отклонения электронного луча). Нагрев каждой элементарной ячейки происходит за время, равное времени перемещения электронного пучка над этой ячейкой.

Конструкция ЭЛП представлена на рис. 2. Полый катод *1* с косвенным нагревателем *2*

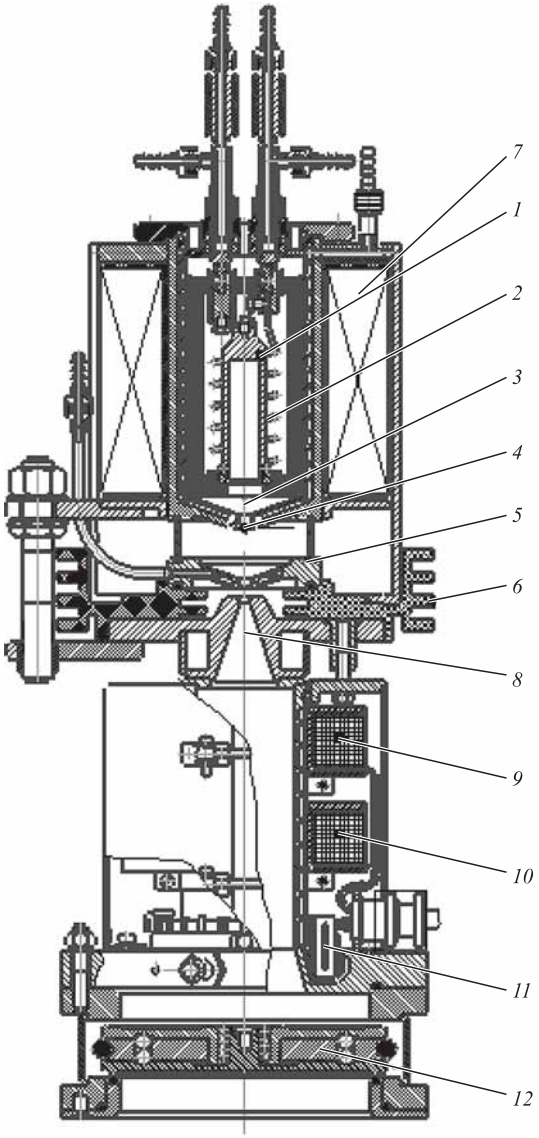


Рис. 2. Схема электронно-лучевой пушки:

1 — полый катод; *2* — косвенный нагреватель; *3* — область катодного узла; *4* — выходное отверстие катодного узла; *5* — промежуточный электрод; *6* — изолятор высокого напряжения; *7* — электромагнит; *8* — анод пушки; *9* — первая фокусирующая линза; *10* — вторая фокусирующая линза; *11* — система отклонения; *12* — вакуумный затвор

обеспечивает поток электронов в область катодного узла *3*, которые через отверстие *4* выходят из катодного узла. Промежуточный электрод *5* отличается от его аналога в дуаплазматроне только отсутствием отверстия для напуска газа и предназначен для фокусировки и регулировки тока электронного луча. Электроны удерживаются на оси с помощью как электростатических линз, образующихся поверхностями электродов, так и магнитным полем от электромагнита *7*. Анод пушки *8* изолирован от высокого напряжения изолятором *6*. Расходящийся электронный пучок проходит через отверстие в аноде и фокусируется в параллельный пучок первой фокусирующей линзой *9*. Вторая линза *10* формирует кроссовер на объекте необходимого диаметра. Система отклонения *11* позволяет направлять пучок в необходимую точку и проводить его сканирование с необходимой скоростью. Вакуумный затвор *12* предназначен для изоляции внутреннего объема пушки при напуске воздуха в камеру установки.

Узел подачи порошка. Узел подачи порошка на подложку (рис. 3) состоит из шести аналогичных механизмов, каждый из которых содержит порошок заданного различного химического состава. Если номенклатура порошков, необходимая для синтеза изделий, меньше, то можно распределить порошок по механизмам пропорционально их объемному составу.

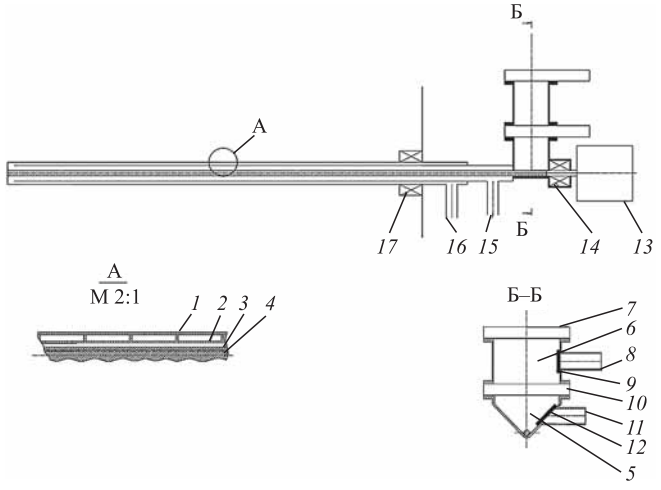


Рис. 3. Узел подачи порошка:

1, *2*, *3* — наружная, средняя и внутренняя трубки водяного охлаждения соответственно; *4* — шнек; *5*, *6* — рабочий и шлюзовой бункеры загрузочного устройства соответственно; *7*, *10* — входной и шлюзовой вакуумные затворы соответственно; *8*, *11* — патрубки откачки; *9*, *12* — входные фильтры из пористого железа; *13* — электропривод; *14* — уплотнение; *15*, *16* — выходной и входной патрубки соответственно; *17* — вакуумное уплотнение

Механизм подачи гранул вводится в камеру через вакуумное уплотнение *17*. Подача гранул осуществляется при вращении шнека *4*, который представляет собой винт с прямоугольной резьбой. Шнек выводится из вакуумного объема через уплотнение *14* и приводится во вращение электроприводом *13*. Шнек вращается в медном корпусе с водяным охлаждением, конструктивно представляющим собой трубку Фильда. Средняя трубка *2* расположена между наружной *1* и внутренней *3* трубками и имеет проточку, образующую винтовой канал охлаждения. Поток воды, поступающий через входной патрубок *16*, закручивается и отбрасывается к внутренней стенке наружной трубки. В результате исключается возможность образования паровых подушек. Поэтому конструкция выдерживает прямое попадание электронных и ионных пучков. Обратно вода возвращается по каналу, образованному трубками *2* и *3*, и выводится через патрубок *15*. Загрузочное устройство состоит из двух бункеров — рабочего *5* и шлюзового *6*, разделенных вакуумными затворами — шлюзовым *10* и входным *7*. Откачка бункеров проводится через патрубки *11* и *8*. На входе в патрубки установлены фильтры из пористого железа *9* и *12*, которые исключают попадание гранул в систему откачки.

Механизм вибраций. Механизм вибраций (рис. 4) предназначен для равномерного распределения слоя порошка по поверхности синтезируемого изделия. Дополнительно механизм вибраций обеспечивает вращение гранул порошка относительно своей оси в хаотическом порядке, что позволяет осуществить

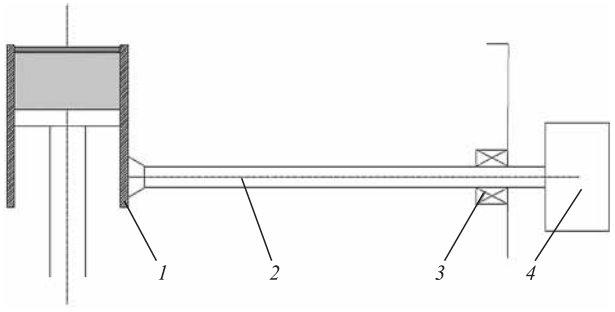


Рис. 4. Механизм вибраций:

1 — корпус; *2* — волновод; *3* — вакуумное уплотнение; *4* — генерирующий динамик

равномерную обработку ионами всей их поверхности.

Вибрации с частотой 20...30 кГц генерируются динамиком *4* (магнитострикционным или пьезокерамическим) и передаются по волноводу *2* на корпус *1* (см. рис. 4). Волновод проходит через вакуумное уплотнение *3*. Число механизмов в установке — 2.

Узел выравнивания порошка. Установка оснащена двумя ножами, которые предназначены для выравнивания и фиксации порошка в занятом ими положении (рис. 5). Нож *1* защищен от попадания на него электронного луча механизмом подачи порошка *3* и в нейтральном положении находится между ним и тиглем *2* для выпаривания слитка. Выравнивание порошка *7* происходит при вращении ножа вокруг оси штока *4*, который приводится во вращение электрическим приводом *6*. Шток вводится в камеру через уплотнение *5*.

Система электронно-лучевого напыления. Система предназначена для формирования металлических и керамических слоев в процессе синтеза изделия. В состав системы напыления входят: вторая ЭЛП, тигельный узел со щелями под определенным углом. Испаряемый электронной пушкой слиток подается вертикально.

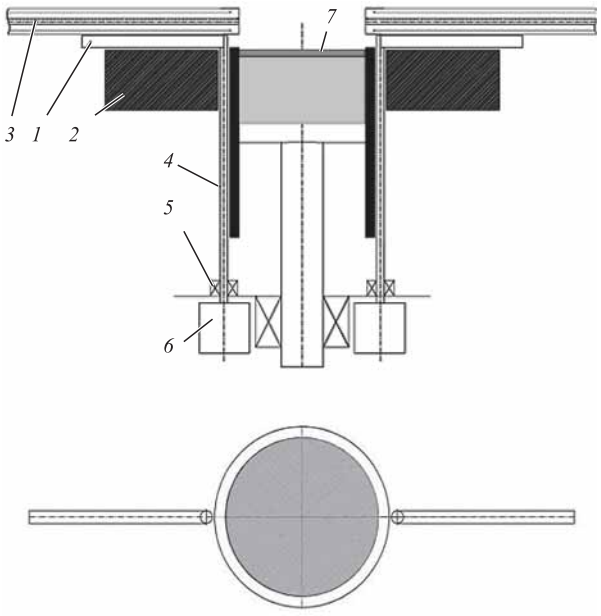


Рис. 5. Узел выравнивания порошка:

1 — нож; *2* — тигель; *3* — механизм подачи порошка; *4* — шток; *5* — уплотнение; *6* — электрический привод; *7* — порошок

Алгоритм процесса напыления следующий:

— подается ток смещения, в результате чего луч располагается в центре очередной концентрической щели;

— проводится сканирование луча вдоль концентрического отрезка размерами в щель;

— луч переключается на следующую щель.

Время переключения с одной щели на другую, как правило, не превышает 10 мкс, а время сканирования щели 10 мс. Учитывая большую инерционность теплового процесса испарения и низкую скорость диффузионного распространения паров для каждой отдельно взятой щели, отсутствие луча в течение 10 мс не будет заметным, процесс будет протекать так же, как при постоянном действии луча.

Пары испаряемого вещества поднимаются по щели к выходу из нее. Часть паров конденсируется на стенках щели, но не могут ее перекрыть полностью, так как "лишнее" напыление очищается электронным лучом, т.е. расплавляется и стекает обратно в ванну расплава, а частично вновь испаряется. Таким образом, поверхность щели покрыта тонким слоем жидкого выпариваемого вещества. Поток паров, двигаясь навстречу электронному лучу, ионизируется.

Размеры щели (глубина и ширина) и параметры электронного луча рассчитаны такими, что из щели выходят практически полностью ионизированные пары. Заряд ионов положительный. В результате они притягиваются отрицательным потенциалом, который подается на синтезируемое изделие, и входят в его состав.

Часть щелей остается пустыми. Они служат для получения необходимых ионов из газов. Например, из кислорода O_2, водорода H_2, азота N_2, аргона Ar, гелия He и из многокомпонентных газов, таких как углекислый газ CO_2, фтористый бор BF_3, тетрафторид кремния SiF_4, фторид фосфора PF_5 и др. В основании щелей располагаются отверстия для дозируемого напуска газов, которые проходя через щель навстречу электронному лучу, будут ионизироваться и притягиваться отрицательно заряженной подложкой синтезируемого изделия.

Тигельный узел. Тигельный узел, представленный на рис. 6, состоит из набора тиглей двух типов:

— паровые тигли *1*, предназначенные для получения ионов из паров испаряемого вещества;

— газовые тигли *2*, предназначенные для получения ионов из подаваемых в них газов.

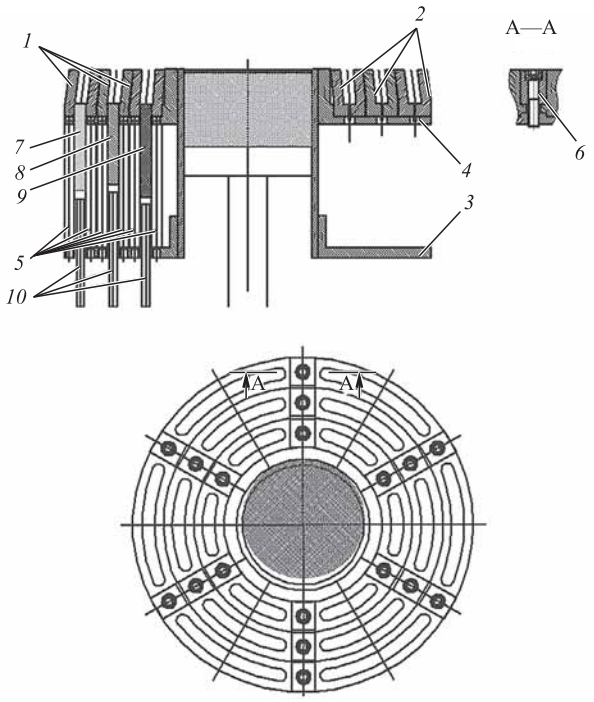


Рис. 6. Тигельный узел:

1 — паровые тигли; *2* — газовые тигли; *3*, *4* — верхняя и нижняя плиты тигельной платформы соответственно; *5* — соединительные стержни; *6* — прямоугольные центрирующие фланцы; *7—9* — сегменты испаряемых элементов; *10* — толкатели

Тигли монтируются на тигельную доску в концентрическом порядке. Общее число тиглей соответствует поставленной технологической задаче и может изменяться от 1 до 30. Порядок установки тиглей может быть любым. Например, газовый тигель может быть установлен между паровыми, так как в плазме могут образовываться новые соединения, которые будут напыляться на подложку и входить в состав изделия.

Габаритные размеры и конфигурация обоих типов тиглей одинаковые. Тигли представляют собой сегменты, занимающие угол 60°, собранные в радиальном направлении в стопку. Установка оснащена 18 тиглями.

В каждом секторе, занимающем угол 60°, могут быть установлены тигли различных типов. Такая возможность предусмотрена для случая, когда возникнет необходимость получения молекул, образование которых возможно только в плазме, например, нитрид титана. В результате более сложные молекулы будут высаживаться на подложку и входить в состав синтезируемого вещества.

Тигли собраны на тигельной платформе, состоящей из верхней *3* и нижней *4* плит (см. рис. 6). Плиты соединены между собой стержнями *5* и центрируются относительно корпуса синтезируемого вещества на фланцах. Стержни *5* одновременно являются и направляющими для подачи сегментов испаряемых элементов *7—9*. Сегменты выпариваемых веществ подаются толкателями *10*. Тигли крепятся к верхней тигельной плите прямоугольными центрирующими фланцами *6* (сечение А—А).

Конструкция водоохлаждаемых каналов тиглей исключает образование паровых подушек. В результате тигли не боятся прямого воздействия на их поверхность электронных и ионных пучков.

Модификация поверхности слоя. Модификация поверхности слоя по программно заданному сечению осуществляется с помощью дуаплазматрона. При достаточно высоких скоростях сканирования ионным пучком расплавления слоя не происходит. Ионы большой энергии механически глубоко внедряются в поверхность синтезируемого изделия. Получаемый эффект обусловлен тем, что энергия ионов равна $1{,}5 \cdot 10^5$ эВ, а энергия связи атомов в веществе составляет 5 эВ.

При этом ионы массой того же порядка, что и атомы вещества, не просто смещают их, а вбивают в потенциальные ямы. Физическое состояние этих атомов описывается уравнением Шредингера. Высота стенок ямы такова, что ни одно из известных веществ не обладает достаточным химическим потенциалом, чтобы извлечь этот атом из такой ямы и вступить с ним в реакцию. Поэтому модифицированный слой является абсолютно химически стойким. Отсюда получаются и его остальные уникальные физико-механические свойства. Разрушить это состояние термическим воздействием невозможно, потому что теплового импульса атома не достаточно, чтобы преодолеть возникающий потенциальный барьер. Интерес представляет также исследование температуры плавления модифицированного вещества — она может оказаться больше, чем температура плавления аналогичного вещества с таким же химическим составом.

Рассмотрим более подробно процесс локальной модификации материала изделия. При диаметре кроссовера 1 мкм и глубине модифицированного слоя 0,1 мкм за 10 проходов ионного луча можно получить нить диаметром 1 мкм модифицированного материала непосредственно в процессе формирования слоя. Из таких нитей можно формировать решетку, пространственные фигуры и т.д. Синтезируемое

вещество будет армировано алмазоподобными волокнами.

Скорость формирования такой нити можно определить следующим образом: необходимый флюенс составляет 10^{19} ионов/см^2; сила тока дуаплазматрона 0,1 А (т.е. 10^{18} ионов/с). Следовательно, при ширине линии 1 мкм за 1 с можно пройти отрезок длиной 10 м или сформировать нить диаметром 1 мкм и длиной 1 м. Получить такой материал известными способами невозможно.

При необходимости на установке можно расположить еще четыре дуаплазматрона. Дуаплазматрон с осцилляцией электронов (рис. 7) содержит следующие элементы: полый катод *1* с косвенным нагревом (нагреватель *2*), промежуточные электроды, катушку электромагнита, регулирующий электрод, анод, патрубок подачи рабочего газа.

При нагреве катода *1* до высокой температуры нагревателем *2* происходит термоэлектронная эмиссия, в результате которой образуются электронное облако и плазма, возникает двойной электрический слой между плазмой и окружающей ее металлической поверхностью *3*, которая находится под потенциалом катода. Через отверстие катодной камеры *4* промежуточным электродом *5*, который находится под небольшим положительным потенциалом 10...15 В относительно катода, электроны вытягиваются и ускоряются.

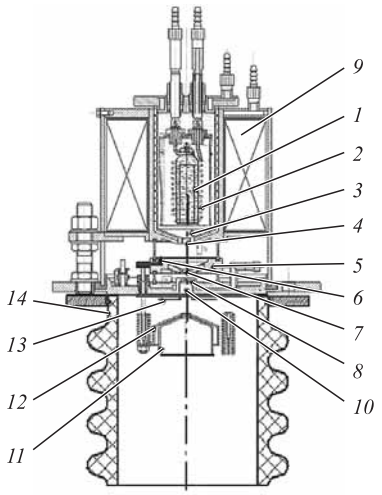


Рис. 7. Схема дуаплазматрона с осцилляцией электронов:

1 — катод; *2* — нагреватель; *3* — металлическая поверхность; *4* — катодная камера; *5* — промежуточный электрод; *6*, *7* — отверстия в промежуточном электроде; *8* — электрод; *9* — электромагнит; *10* — раздаточная чаша электрода; *11* — анод; *12*, *13* — регулирующие электроды; *14* — изолятор

Ускоренные электроны ионизируют рабочий газ, который подается через отверстие *6* в промежуточном электроде *5*, теряют свою энергию и попадают на поверхность этого электрода. Электроны, которые не столкнулись с атомами, пролетают через отверстие *7* в электроде *5*, отражаются электродом *8*, который находится под отрицательным потенциалом относительно электрода *5*, и летят в обратную сторону. Электроны и образовавшаяся плазма удерживаются на оси с помощью электростатических линз, образующихся поверхностями электродов, и магнитного поля от электромагнита *9*.

Полученный электронно-плазменный шнур фокусируется на малом отверстии промежуточного электрода *5*. Давление в катодной части дуаплазматрона составляет $1{,}3 \cdot 10^{1}$ Па, в рабочей камере установки $1{,}3 \cdot 10^{-3}$ Па. Из-за разности давлений в дуаплазматроне и рабочем объеме плазма из шнура выталкивается в раздаточную чашу *10* электрода *8*. Ионы вытягиваются и ускоряются из плазмы анодом *11*. Электрод *12* регулирует ионный ток и осуществляет предварительную фокусировку ионов в пучок. Электрод *13* играет роль электрода Венельта. С его помощью можно оперативно включать и отключать ток ионов. Дуаплазматрон установлен на изоляторе *14*.

Система фокусировки дуаплазматрона. Пучки заряженных частиц запоминают все аберрации, которые вносятся в них при прохождении различных оптических систем. Данная система (рис. 8) включает в себя квадруплет из совмещенных секступоль-октупольных линз *1*, которые вносят в пучок геометрические и хроматические аберрации с отрицательным знаком. При прохождении через квадруплет Дымникова *2* из квадрупольных линз аберрации, внесенные этим квадруплетом, будут скомпенсированы предварительно внесенными аберрациями.

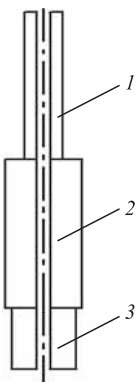


Рис. 8. Система фокусировки дуаплазматрона:

1 — квадруплет из совмещенных секступоль-октупольных линз; *2* — квадруплет Дымникова из квадрупольных линз; *3* — отклоняющая система

Квадруплет Дымникова (или русский квадруплет) является полным аналогом аксиально симметричных линз, но вносимые им аберрации, во-первых, гораздо меньше, а во-вторых, могут быть полностью скомпенсированы квадруплетом из секступоль-октупольных линз. В результате диаметр кроссовера ионного пучка можно довести до значения 1 мкм.

Отклонение пучка для наведения в нужную точку и его сканирование с необходимой скоростью проводятся отклоняющей системой *3* (см. рис. 8). Эта система конструктивно отличается от аналогичной системы, применяемой в ЭЛП, и состоит из двух неявнополюсных дипольных линз практически не вносящих аберраций в пучок, т.е. она безаберрационная и не приводит к увеличению диаметра кроссовера.

Выводы

1. Предложен новый подход к получению порошковых и композиционных изделий различного химического состава с программируемой структурой по гибридной технологии, включающей в себя методы послойного электронно-лучевого плавления/спекания, вакуумной пайки, электронно-лучевого напыления, ионно-имплантационной модификации поверхности порошка с использованием источника высокоэнергетических ионов.

2. Разработана конструкция специализированной установки для реализации гибридной технологии синтеза композиционных изделий. Предложены оригинальные конструкторские решения механизмов подачи порошка, вибраций, ножа, которые могут быть использованы в различном оборудовании послойного синтеза изделий.

3. Разработана новая конструкция тигельного узла системы электронно-лучевого напыления, включающая в себя не только концентрические щели для подачи слитков, но и щели для получения необходимых ионов из газов (кислорода, водорода, азота, углекислого газа, фтористого бора, тетрафторида кремния и др.).

4. Предложена схема электронно-лучевого напыления "сверху-вниз", которая по сравнению с существующей схемой "снизу-вверх" обеспечивает следующие преимущества:

— коэффициент использования напыляемого материала 30...90 % (вместо 3...7 %);

— приведенная длина загрузки 5...10 м;

— толщина напыляемого слоя от 0 до 100 %, управляемая вдоль оси изделия и в его азимутальном направлении;

— адгезия напыленного слоя к подложке на несколько порядков выше.

5. Система фокусировки дуаплазматрона обеспечивает диаметр кроссовера ионного пучка 1 мкм, что обеспечивает принципиально новые технологические возможности для получения изделий с высокой размерной точностью волокон композиционных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40—45.

2. **Особенности** моделирования процесса послойного синтеза изделий электронным лучом / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов, В.Н. Копаев // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 91—96.

3. **Kondrat'ev S.Y., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components // Welding International. 2012. Vol. 26. № 8. P. 629—632.

4. **Кондратьев С.Ю., Горынин В.И., Попов В.О.** Оптимизация параметров поверхностно-упрочненного слоя при лазерной закалке деталей // Сварочное производство. 2011. № 3. С. 11—15.

5. **Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.

6. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11—16.

7. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб., 2006. 363 с.

8. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учеб. пособие. СПб., 2011. 128 с.

9. **Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А., Копаев В.Н.** Исследование движения расплавленной гранулы по поверхности формируемого изделия в процессе электронно-лучевого синтеза изделий // Металлообработка. 2014. № 1 (79). С. 27—31.

10. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 1. Технологические особенности процесса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 30—35.

Юрий Алексеевич Соколов, канд. техн. наук;
Николай Викторович Павлушин;
Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
petroprom2013@yandex.ru

УДК 519.24.001

М.И. Поксеваткин, С.В. Герман, Е.А. Иванайская, Е.М. Басова
(Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)

Алгоритмизация технологических параметров закрытой объемной штамповки

Рассмотрена проблема рационализации технологических параметров закрытой штамповки на основе минимизации расхода металла и технологической себестоимости поковки.

Ключевые слова: рационализация; технологические параметры; закрытая штамповка; себестоимость поковки.

The problem of rationalization of technological parameters of the closed die forging on the basis of minimizing of metal consumption and technological cost of forging is considered.

Keywords: rationalization; technological parameters; closed die forging; cost of forging.

Актуальными задачами в области объемной штамповки являются повышение точности и стабильности размеров поковки и минимизация затрат на их производство, что непосредственно связано с методом компенсации избытка металла и качеством исходной заготовки при использовании закрытых способов деформирования.

Информационной основой алгоритмизации технологических параметров штамповки являются параметрические классификации поковок [1, 2] и *компенсационных устройств* (КУ) штампов [3], которые позволяют по заданным параметрам поковок идентифицировать штамповое КУ, выбрать наиболее рациональные параметры штамповки, минимизировать трудоемкость последующей механической обработки и себестоимость детали в целом [4, 5].

Методологическую основу модели идентификации КУ составляют следующие принципы:

— адекватность признаков параметрических характеристик поковок и КУ;

— возможность квалиметрии суммарной значимости признаков КУ в процессе идентификации;

— возможность верификации признаков поковки в иерархической последовательности.

Идентификация КУ осуществляется на основе параметрической характеристики [2].

Параметрическая характеристика КУ может быть представлена:

1) в виде совокупности конкретных значений параметров компенсатора, строго соответствующих параметрам поковки;

2) в виде кодированных значений параметров характеристики КУ, соответствующих кодированным значениям параметров поковки;

3) в общем виде как взаимосвязь определенных значений (или диапазонов значений) параметров поковки и набора типов КУ, соответствующих данному значению (диапазону значений).

Верификация признаков того или иного КУ характерным признакам поковки является одной из важных задач функционирования оптимизационной системы, содержащей целевую идентификационную модель.

Методика верификации признаков КУ по соответствующим признакам поковки осуществляется на основе оценки уровней значимости признаков (модулей), размещенных в массиве данных в иерархическом порядке.

Пример расчета результатов верификации приведен в таблице.

Пример расчета результатов верификации

Расчетный параметр	Обозначение, расчетная формула	Результаты верификации				
Номер признака	$i = 1, ..., I$, где I — число признаков	1	2	3	4	5
Число параметров признака	k_i	5	5	4	3	4
Уровень значимости каждого параметра (весовой коэффициент)	z_i	7	5	4,5	4	2,5
Уровень значимости каждого признака	$\gamma_i = k_i z_i$	35	25	18	12	10
Условный уровень значимости КУ	$\varphi = \sum_{i=1}^{I} \gamma_i$	100				
Число соответствующих параметров в каждом признаке	P_{k_i}	4	5	3	3	2
Уровень соответствия каждого признака в абсолютных/относительных единицах	$\alpha_k = P_{k_i} z_{ij}$	$\frac{28}{0,80}$	$\frac{25}{0,10}$	$\frac{13,5}{0,75}$	$\frac{12}{1,0}$	$\frac{5}{0,50}$
Суммарный уровень значимости соответствующих поковке признаков КУ	$c = \sum_{i=1}^{I} \alpha_{k_i}$	$c = 28 + 25 + 13,5 + 12 + 5 = 83,5$				
Степень соответствия признаков КУ и поковки, %	$\rho = (c/\varphi) \cdot 100$ %	83,5				

Полученную в результате верификации параметрических признаков выборку КУ со степенью соответствия, например не ниже 83 %, исследуют по критериям оптимизации: минимизации избытка металла и технологической себестоимости поковки, трудоемкости последующей механической обработки, обеспечению повышенного качества поковок, работоспособности штампа и другим критериям в соответствии с требованиями конкретного производства.

Принципы оценки степени соответствия признаков используются при автоматизации выборки штамповых компенсаторов.

Идентификационная параметрическая характеристика поковки в общем виде аппроксимируется иерархической гибридной моделью вида

$$M(X, Y, ..., Q) = f(x_i, y_j, ..., q_p), \qquad (1)$$

где X, Y, ..., Q — признаки (модули) характеристики;

x_i, y_j, ..., q_p — параметры признаков;

i, j, ..., p — значения соответствующих параметров.

Структура модулей строится на основе классификационных признаков, характеризующих свойства поковки (геометрический образ, точность, сложность, технологичность и др.), наиболее существенных для идентификации компенсационных устройств, которые размещают в иерархическом порядке: в каждом последующем признаке возрастает степень конкретности параметров поковки и снижается их значимость.

Иерархия уровней значимости модулей проведена по степени влияния конкретного модуля (признака) на изменение экономической эффективности технологического процесса, характеризуемого технологической себестоимостью изготовления детали, включающей в себя условную себестоимость поковки и стоимость последующей механической обработки:

$$C^{у}_{д} = C^{у}_{ОМД} + C^{у}_{ОМР}, \qquad (2)$$

где $C^{у}_{д}$, $C^{у}_{ОМД}$ — условные себестоимости изготовления детали и поковки соответственно; $C^{у}_{ОМР}$ — условная стоимость последующей механической обработки поковки.

Оптимизационные системы должны состоять из ряда подсистем или модулей, которые можно объединять в различных вариантах, используя параметрический принцип построения программных средств, или применять автономно.

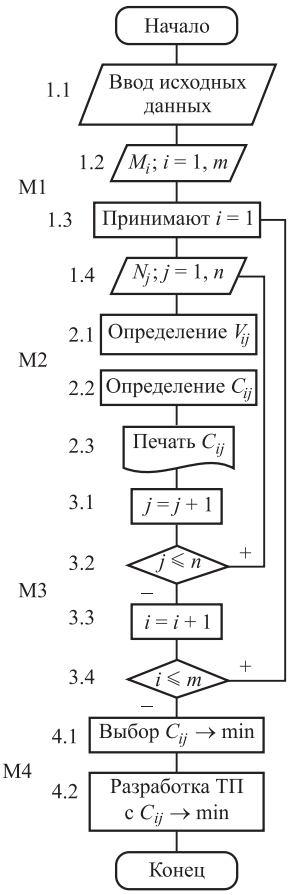
Модульный и пакетный принципы решения системных технологических задач обеспечивают гибкость и универсальность оптимизационных систем, создают предпосылки для разработки технологических оптимизационных алгоритмов и программ [6, 7].

Методология выбора оптимального решения задач составляет сущность теории оптимального управления.

Принципы теории оптимального управления и примеры ее практического применения в процессах обработки металлов давлением изложены в фундаментальной работе В.Л. Колмогорова [8].

Для рационализации технологических параметров штамповки в автоматизированном режиме разработана гибридная четырехмодульная модель: модуль 1 — выдача информации; 2 — расчеты; 3 — модификация; 4 — выдача результатов.

На основе модели построен циклический алгоритм (см. рисунок).



Алгоритм рационализации технологических параметров закрытой штамповки

В первом модуле (М1) вводят исходные данные (блок 1.1): массив данных о параметрах поковки (диаметр), высота, объем, степень сложности, класс точности, механические свойства металла ($\sigma_в$, $\sigma_т$) и др.); рекомендуемый объем отхода металла при закрытом деформировании $V_р = (0{,}01...0{,}05)V$; требуемую степень соответствия верифицируемых параметров компенсатора и поковки.

На основе массива данных о поковке формируют параметрическую выборку (см. таблицу) из трех-пяти компенсаторов (блок 1.2), отвечающих установленной степени соответствия верифицируемых параметров, и присваивают им символы M_i; $i = 1$, m — номера КУ, m — номер последнего компенсатора выборки.

Первый цикл расчета технологической себестоимости начинают в блоке 1.3, в котором принимают $i = 1$, используя для расчета параметры КУ М1.

Далее в блок 1.4 вводят массив параметров исходных заготовок N_j, $j = 1$, n — номера исходных заготовок, n — номер последней наиболее точной заготовки. Затем из блока 1.4 последовательно, по схеме $j = 1$, n берут информацию об исходной заготовке N_j и переходят к модулю М2.

В модуле М2 с учетом вида компенсатора M_i рассчитывают расход металла на поковку (блок 2.1) по формуле

$$V_{ij} = V_п + V_{отх} + V_м + V_{уг}, \qquad (3)$$

где $V_п$ — объем поковки;

$V_{отх} \leqslant V_р$ — объем отхода металла;

$V_м = 0{,}01V$ — технологический объем металла, учитывающий износ полости штампа;

$V_{уг} = 0{,}01V$ — объем угара металла.

Результаты расчета себестоимости поковки C_{ij} с учетом трудоемкости ее механической обработки записывают в блоке 2.3.

В модуле М3 осуществляется выполнение циклических команд (модификация): в блоке 3.1 варьируют параметры исходных заготовок до $j = n$ (блок 3.2), затем переходят к следующему компенсатору (блок 3.3) и выполняют новые циклы, пока удовлетворяется решение блока 3.4.

При $i > m$ переходят к модулю М4, в котором выбирают минимальное значение C_{ij} и разрабатывают технологический процесс штамповки при выбранных технологических

параметрах, компенсаторе и исходной заготовке.

Разработку конкретного технологического процесса осуществляют в определенной последовательности: конструирование поковки по чертежу детали (ГОСТ 7505—89), выбор трех-пяти КУ, разработка схемы штамповки поковки в окончательном ручье с установлением места размещения КУ (в полости штампа или в теле поковки), выбор вида оборудования, разработка технологии получения поковки: расчет объема и размеров заготовки, выбор и расчет переходов штамповки, определение термомеханических параметров штамповки, выбор типоразмера оборудования, проектирование технологической оснастки (штампы, приспособления), расчет бригады рабочих.

Для получения выборки КУ используют взаимосвязь *параметрических характеристик* (ПХ) поковок и компенсаторов, которые включают в себя ряд ключевых признаков (модулей), достаточных для идентификации поковки по соответствующему ей КУ: геометрический образ, степень сложности, класс точности, массу, объем избытка металла (в процентах), поверхность разъема штампа и т.п. [3, 4].

Формирование выборки выполняют посредством верификации признаков и параметров ПХ поковки по соответствующим признакам и параметрам ПХ возможных для конкретного случая КУ и дают оценку степени соответствия КУ и поковки (см. таблицу). Затем с использованием алгоритма (см. рисунок) проводят рационализацию технологических параметров штамповки на основе минимизации себестоимости поковки с учетом ее последующей механической обработки, и устанавливают наиболее предпочтительное КУ из данной выборки.

Компьютерная программа, реализующая алгоритм, успешно опробована.

Численный расчет технологических параметров с использованием компьютерной программы проведен по известной методике, в указанной выше последовательности.

Выводы

1. Использование параметрических классификаций поковок и компенсационных устройств штампов при малоотходной штамповке дают возможность минимизировать расход штампуемого металла и технологическую себестоимость поковки.

2. Алгоритмизация технологических параметров штамповки на основе минимизации технологической себестоимости поковки может быть использована при автоматизированном проектировании высокоэффективных технологических процессов малоотходной объемной штамповки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Поксеваткин М.И.** Малоотходные процессы горячей штамповки: учеб. пособие. Барнаул: Изд-во АПИ, 1989. 90 с.

2. **Принципы** параметрической классификации поковок в многомерном пространстве признаков / М.И. Поксеваткин, А.А. Штильников, Г.А. Овчаров, Д.М. Поксеваткин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008. № 8. С. 46—48.

3. **Классификация** и выбор компенсационных устройств в штампах объемной штамповки / М.И. Поксеваткин, Г.П. Тетерин, Д.М. Поксеваткин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1994. № 6. С. 17—18.

4. **Алгоритмизация** выбора и расчета компенсаторов при выдавливании стержневых поковок / М.И. Поксеваткин, Г.П. Тетерин, Д.М. Поксеваткин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1994. № 8. С. 14—17.

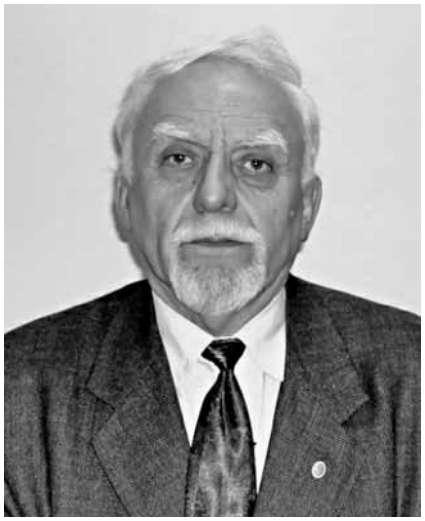
5. **Алгоритмизация** выбора и расчета штамповых компенсаторов при штамповке выдавливанием / М.И. Поксеваткин, А.А. Штильников, Г.А. Овчаров, Д.М. Поксеваткин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. № 9. С. 33—35.

6. **Основы** оптимизации и автоматизации проектирования технологических процессов горячей объемной штамповки / Г.П. Тетерин, П.И. Полухин. М.: Машиностроение, 1979. 284 с.

7. **Аксенов Л.Б.** Системное проектирование процессов штамповки. Л.: Машиностроение, 1991. 240 с.

8. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1986. 688 с.

Михаил Иванович Поксеваткин, канд. техн. наук;
Светлана Викторовна Герман,
aspirant007@list.ru;
Елена Александровна Иванайская;
Елена Михайловна Басова



Поздравляем

Виктора Модестовича Ямпольского,
доктора технических наук, профессора
с 80-летием!

Виктор Модестович Ямпольский родился 14 июля 1936 г. в Москве.

В 1953 г. после окончания школы Виктор Модестович поступил в МВТУ им. Н.Э. Баумана на специальность "Оборудование и технология сварочного производства", в 1959 г. защитил диплом с отличием и был распределен во Всесоюзный научно-исследовательский институт по строительству магистральных трубопроводов, где работал в лаборатории сварки в должности младшего научного сотрудника до конца 1961 г.

С 1961 г. он обучался в очной аспирантуре МВТУ им. Н.Э. Баумана, где в 1965 г. защитил кандидатскую диссертацию и был оставлен на кафедре в должности ассистента.

В 1974 г. В.М. Ямпольский защитил докторскую диссертацию, в 1982 г. утвержден в звании профессора. Виктор Модестович является основателем научной школы "Сварочные дуговые процессы в вакууме", в рамках которой подготовил 35 кандидатов и 3 докторов технических наук. Результаты исследований этой школы получили признание в России и за рубежом, внедрены в отечественную и зарубежную промышленную практику и отмечены двумя премиями Ленинского комсомола и премией Совета Министров СССР.

В.М. Ямпольский является одним из инициаторов организации научно-исследовательской работы студентов в вузе, за что в 1975 г. награжден медалью ЦК ВЛКСМ.

В 1992 г. Виктор Модестович был избран заведующим кафедрой "Информационное обеспечение процессов соединения материалов" Московского института приборостроения (ныне МГУПИ), где занимал эту должность в течение 22 лет.

Он опубликовал более 100 научных и научно-методических работ, в том числе является соавтором 2 учебников и монографии.

В 1996 г. В.М. Ямпольский удостоен звания "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации". В 2005 г. Виктор Модестович был избран членом-корреспондентом, а в 2008 г. — действительным членом Академии инженерных наук имени А.М. Прохорова. В.М. Ямпольский является членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Редакция и редакционный совет журнала
желают Виктору Модестовичу крепкого здоровья,
благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности на благо России!

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 16.05.2016. Подписано в печать 29.06.2016. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.