ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2015

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:
БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н.
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.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., 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.
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.
ЯКОВЛЕВ С.С., д.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.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Голубенцев А.В., Шатульский А.А. Повышение выносливости рабочих лопаток газотурбинных двигателей на основе совершенствования технологии литья 3
Болдырев Д.А., Сафронов Н.Н., Иванов С.В. Снижение дефектности усадочного характера в отливках тормозных барабанов из серого перлитного чугуна 7
Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В. Механические свойства сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, полученных сваркой трением с перемешиванием 11

Кузнечно-штамповочное производство

Богатов А.А., Салихянов Д.Р. Конечно-элементный анализ повышения точности внутреннего канала труб конструкционного назначения 18
Чудин В.Н., Соболев Я.А., Пасынков А.А. Изотермическая осесимметричная осадка в условиях вязкопластичности материала 22
Петров М.А., Басюк Т.С., Петров А.Н., Калпин Ю.Г., Петров П.А. Определение зависимости качества поковки от температуры вспышки смазочного вещества и температуры пуансона на примере горячей изотермической штамповки поршня двигателя внутреннего сгорания из алюминиевого сплава 26

Прокатно-волочильное производство

Арюлин С.Б., Камоничкин Д.Т. Решение вопроса продольной разнотолщинности полосы при планетарной прокатке 34

Материаловедение и новые материалы

Быков Ю.А., Карпухин С.Д. Нанотвердость поверхностного слоя твердых тел 40
Алсараева К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Изменение при усталости свойств поверхности силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке 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 "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2015

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and other productions)

№ 6 June 2015

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
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.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.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.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Fax: (499) 269-48-97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Golubentsev A.V., Shatul'sky A.A. Increase of fatigue life of gas turbine engines blades on basis of casting technique development 3
Boldyrev D.A., Safronov N.N., Ivanov S.V. Reduced shrinkage defects in castings of brake drums made of gray cast iron pearlitic 7
Ovchinnikov V.V., Drits A.M., Malov D.V. Mechanical properties of welded joints of alloys 1565chM and 1460T1 in various combination obtained by friction stir welding 11

Forging and Stamping Production

Bogatov A.A., Salikhyanov D.R. Finite-element analysis of internal channel accuracy increase of pipes for constructional purposes 18
Chudin V.N., Sobolev Ya.A., Pasynkov A.A. Isothermal axisymmetric upsetting in viscoplasticity conditions of material. 22
Petrov M.A., Basyuk T.S., Petrov A.N., Kalpin Yu.G., Petrov P.A. To experimental investigation of influence of lubricant's flash point and punch temperature on forging quality on example of aluminium alloy forged piston for internal combustion engine. 26

Rolling and Drawing Production

Aryulin S.B., Kamonichkin D.T. Solution of problem of longitudinal grow-back due to planetary rolling 34

Physical Metallurgy and New Materials

Bykov Yu.A, Karpukhin S.D. Nanohardness of surface layer of solids 40
Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F. Surface properties modification on fatigue of silumin subjected to electron-beam treatment. 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"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2015

УДК 669.245.018

А.В. Голубенцев, А.А. Шатульский
(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

Повышение выносливости рабочих лопаток газотурбинных двигателей на основе совершенствования технологии литья

Рассмотрены вопросы влияния условий затвердевания отливок из никелевых жаропрочных сплавов, изготовляемых методом литья по выплавляемым моделям, на структуру и усталостные свойства. Предложена технология литья, обеспечивающая получение оптимальной макро- и микроструктуры, а также требуемого комплекса свойств.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы; макроструктура; механические и эксплуатационные свойства; совершенствование технологии литья.

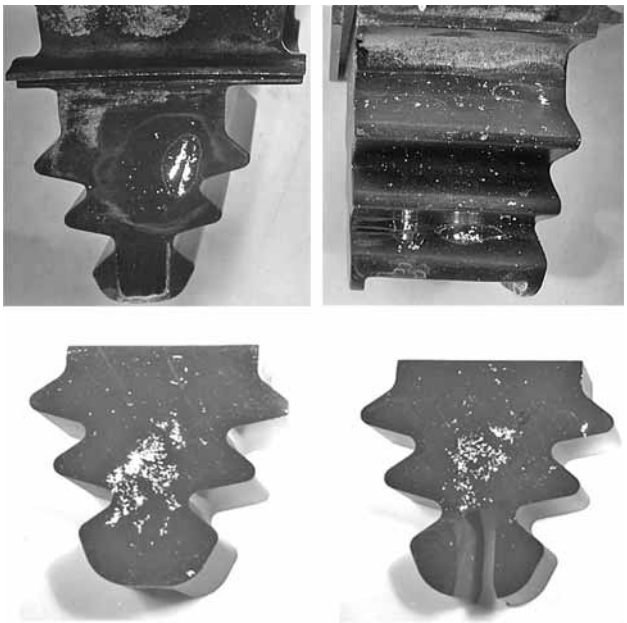
Problems, concerned with influence of nickel-based high-temperature investment pattern made alloys solidification conditions on structures and fatigue properties are considered. Casting technique providing obtaining of macro- and microstructure and complex of desired properties is offered.

Keywords: nickel-based high-temperature alloys; macrostructure; mechanical and service properties; casting technique development.

Известно [1], что работоспособность и ресурс газотурбинных двигателей в значительной степени зависят от качества и надежности наиболее нагруженных деталей — лопаток турбины. Наличие в материале лопаток дефектов литейного происхождения (усадочных и газовых раковин, рыхлот, трещин, неспаев, оксидных плен, засоров), расположенных внутри отливки и имеющих выход на поверхность, значительно ослабляет прочность материала и служит концентратором напряжений, провоцирующих образование усталостных трещин, приводящих к разрушению при эксплуатации [2].

При освоении газотурбинных установок крупногабаритные охлаждаемые рабочие лопатки 1-й ступени из сплава ЧС88У-ВИ имели отклонения от требований технических условий: недопустимые свечения люминофора в виде скопления ярких "точек" и "штрихов" на замковых частях при контроле ЛЮМ1-ОВ (рис. 1, *а*).

Подобные свечения люминофора также были обнаружены и на внутренних поверх-



а)

б)

Рис. 1. Свечения люминофора на замковых частях лопаток при контроле ЛЮМ1-ОВ

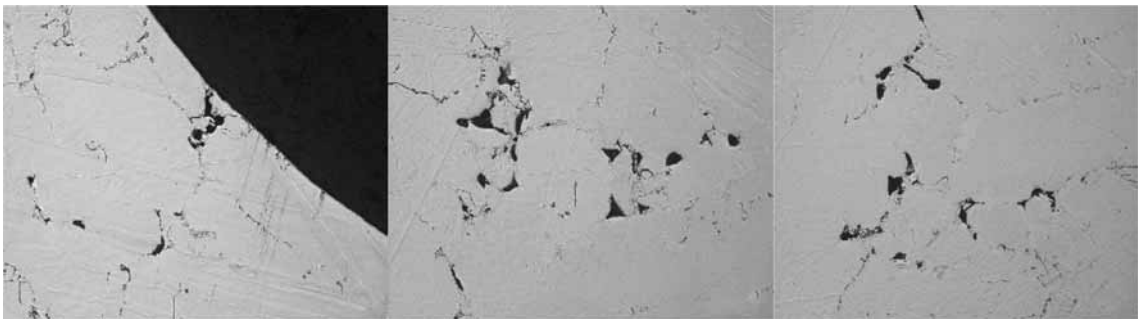


Рис. 2. Усадочные поры и рыхлоты в замках рабочих лопаток из сплава ЧС88У-ВИ. ×100

ностях замковых частей лопаток (рис. 1, *б*) в сечениях между полостями внутренних охлаждающих каналов лопаток. Данный факт свидетельствует о том, что дефекты распространяются на всю толщину замков лопаток.

Для определения природы дефекта выполнены металлографические исследования, результаты которых показали, что "свечение" представляет собой литейный дефект типа усадочной пористости и рыхлоты в виде мелких полостей, расположенных в междендритных объемах, образовавшихся в процессе формирования отливки вследствие недостаточного питания (рис. 2).

Поэтому необходимо было разработать комплекс мероприятий, позволяющий устранить вероятность возникновения подобных дефектов во время затвердевания отливки в литейной форме.

Известно [2], что образование усадочной пористости связано с условиями формирования кристаллического тела отливки в процессе затвердевания. Для анализа причин возникновения усадочных дефектов в замках лопаток с помощью системы ProCAST было выполнено моделирование процесса заполнения литейной формы и затвердевания отливки, изготовляемой по серийной технологии.

При литье рабочих лопаток 1-й ступени из сплава ЧС88У-ВИ использована *литниково-питающая система* (ЛПС) с подводом металла в торец замка и заливкой сверху (рис. 3). Две лопатки в блоке расположены на круглой прибыльной части стояка вертикально, замком вверх. Подвод металла осуществлялся в торец замка со стороны выходной кромки. Такая ЛПС обеспечивает одинаковые условия кристаллизации для обеих лопаток, заливаемых в блоке, и создает направленность затвердевания лопаток от тонких входных кромок к утолщенным стенкам пера и замку лопатки, питаемому из "горячей" прибыли.

Отливку блоков лопаток осуществляли на вакуумной плавильно-заливочной установке УППФ-3М без печи подогрева по следующим технологическим параметрам: прокаливание форм в течение 6 ч при температуре (1000 + + 50) °С; время до заливки не более 5 мин; температура разгона плены (1600 + 20) °С; время разгона плены не менее 2...2,5 мин (до полного разгона плены); температура расплава при заливке форм (1540 + 20) °С; толщина литейной формы 20 мм.

Литниковая воронка теплоизолируется четырьмя слоями керамического войлока (рис. 4).

При моделировании затвердевания отливки приняты следующие начальные условия: температура окружающей среды 20 °С; начальная температура металла 1560 °С; начальная температура формы 1050 °С.

Результаты моделирования показали, что затвердевание отливки начинается с пера лопатки, затем затвердевают замковая часть и литниковая воронка-прибыль. Однако затвердевание последней начинается раньше, чем полностью затвердеет замковая часть лопатки (рис. 5, см. обложку).

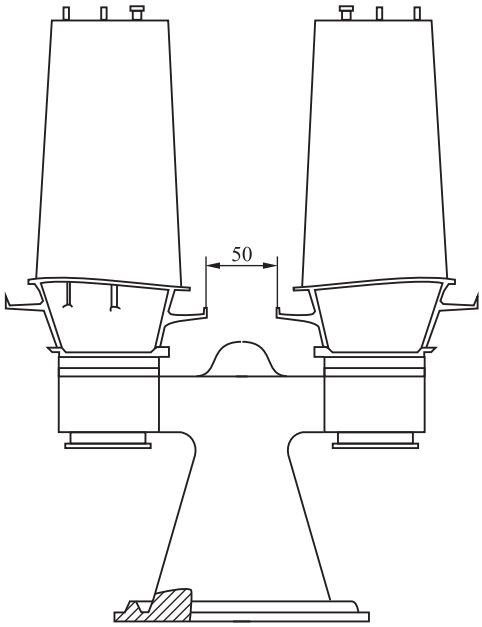


Рис. 3. Вид литниково-питающей системы для отливок рабочих лопаток 1-й ступени

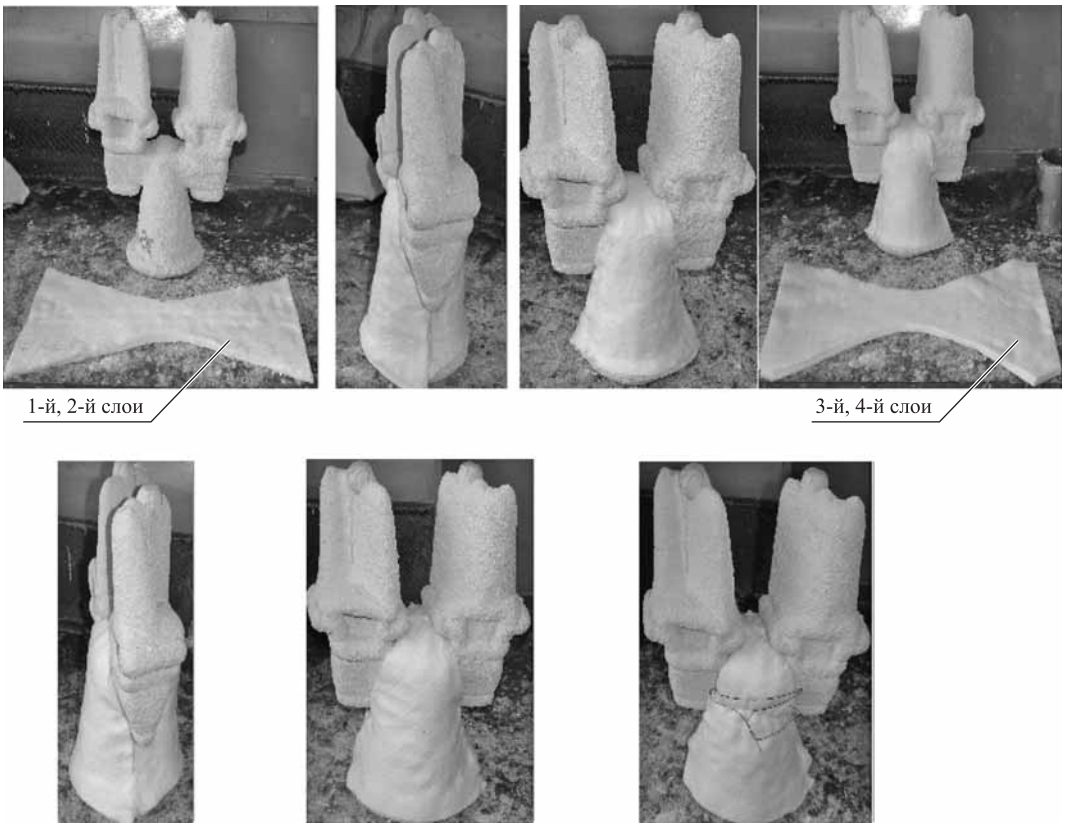
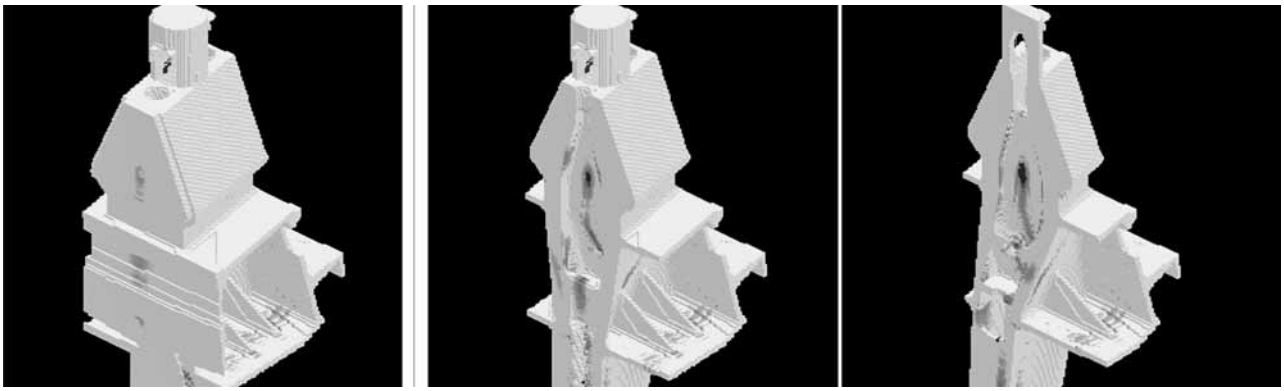


Рис. 4. Схема теплоизоляции литниковой воронки формы керамическим войлоком по серийной технологии

Таким образом, не соблюдается принцип однонаправленности затвердевания, что и приводит к появлению усадочных дефектов в стенках замковых частей лопаток (рис. 6).

Известно [2, 3], что питание нарастающего твердого поверхностного слоя отливки идет без затруднений под действием капиллярного давления, до тех пор пока кристаллизующийся слой отливки находится в контакте с жидким металлом. Однако, как видно из рис. 5, в период затвердевания замковой части условия питания ухудшаются, так как в зоне контакта кристаллизующихся слоев с расплавом, поступающим из прибыли, объем твердой фазы составляет уже около 20...40 %. В этих изменившихся условиях рост кристаллов и увеличение доли твердой фазы приводит к тому, что в объеме отливки в изолированных зонах, отдаленных от потоков движения жидкого расплава, в условиях прекращения питания, образуются межкристаллические усадочные поры (см. рис. 1 и 6).



а) *б)*

Рис. 6. Усадочные дефекты:
а — с поверхности; *б* — внутри стенок замков лопаток

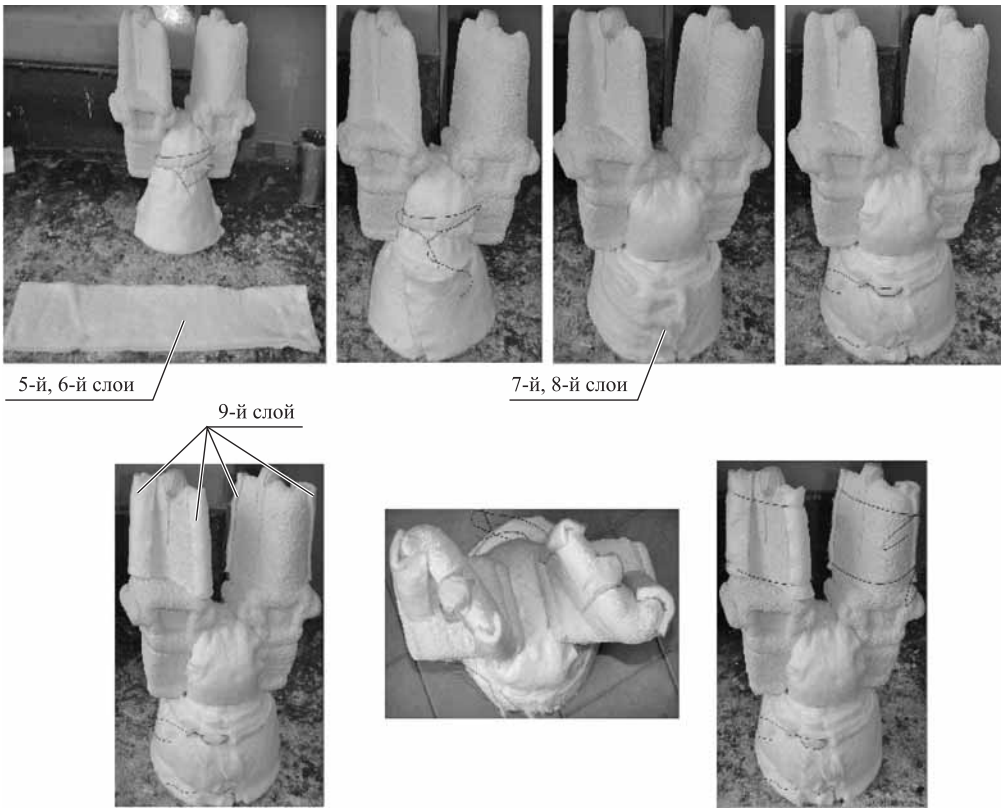


Рис. 7. Усовершенствованная схема обмотки блоков керамическим войлоком по новой технологии (нанесение с 1-го по 4-й слой керамического войлока см. на рис. 4)

Из литейной практики известно, что для исключения образования литейных дефектов усадочного происхождения длительность полного затвердевания прибыли должна превышать длительность затвердевания питаемого узла отливки. Математически это условие можно выразить в следующем виде:

$$\tau_{пр}/\tau_{отл} > 1, \qquad (1)$$

где $\tau_{пр}$, $\tau_{отл}$ — продолжительность затвердевания прибыли и отливки, т.е. необходимо поддерживать положительный температурный градиент в системе прибыль—отливка в течение всего периода затвердевания. Однако, как показали выполненные результаты моделирования, существующая технология не обеспечивает выполнение данного условия, так как в процессе затвердевания литейной формы вероятно происходит подстуживание литниковой воронки-прибыли.

Для обеспечения непрерывного подвода жидкого металла к проблемным участкам в замковых частях лопаток в процессе затвердевания литейной формы предложено увеличить число теплоизолирующих слоев керамического войлока на литейной форме в 2 раза, что составило: на литниковой воронке восемь слоев и один слой на пере (рис. 7).

Анализ результатов расчета затвердевания с использованием новой технологии показал, что прибыль затвердевает менее интенсивно, чем в предыдущем варианте при существующей технологии, и к концу затвердевания замковых частей металл в литниковой воронке-прибыли находится в жидком состоянии (рис. 8, см. обложку). Благодаря этому расплав из прибыли компенсирует усадку металла в замковых частях и дефектов усадочного характера не образуется.

Исследования опытных лопаток, отлитых по новой технологии с применением усовершенствованной схемы обмотки блоков, подтвердили повышение металлургического качества отливок. Так, при контроле ЛЮМ1-ОВ на замках лопаток выявлены лишь единичные, разрозненные точечные свечения люминофора, не являющиеся браковочным признаком (рис. 9).

При проведении испытаний механических свойств установлено, что они полностью удовлетворяют требованиям ТУ. Таким образом, замедление скорости охлаждения прибыли путем применения дополнительных слоев теплоизолирующего керамического войлока

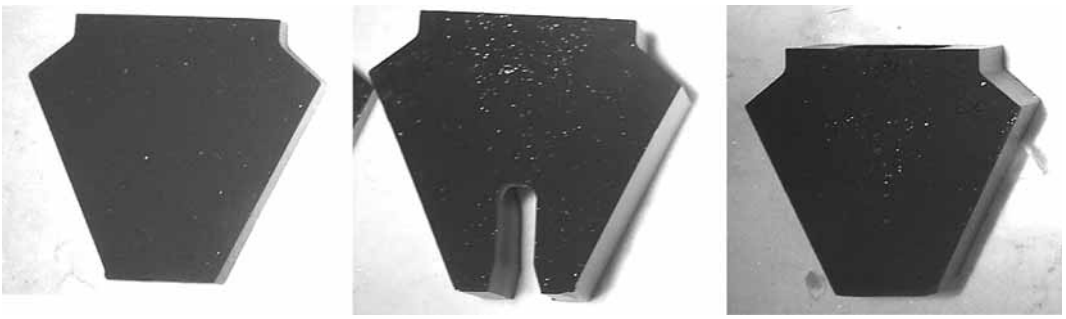


Рис. 9. Вид фрагментов замков опытных лопаток при контроле ЛЮМ1-ОВ

позволяет полностью устранить дефекты усадочного происхождения в массивных замках крупногабаритных лопаток и, как следствие, повысить эксплуатационную надежность лопаток газотурбинных двигателей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. М.: Наука, 2008. 632 с.
2. **Шатульский А.А., Кимстач Г.М.** Выявление причин образования дефектов в отливках из никелевых жаропрочных сплавов на стадии заполнения полости формы расплавом // Вестник РГАТУ. 2013. С. 34—39.
3. **Чернышев Е.А.** Технология литейного производства. М.: Абрис, 2012. С. 230—240.

Артем Валерьевич Голубенцев;
Александр Анатольевич Шатульский,
д-р техн. наук, shatulsky@rsata.ru

УДК 669.131

Д.А. Болдырев, Н.Н. Сафронов*, С.В. Иванов
*(ОАО "АВТОВАЗ", г. Тольятти; *Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета)*

Снижение дефектности усадочного характера в отливках тормозных барабанов из серого перлитного чугуна

Приведены и проанализированы результаты исследований влияния бария, кальция и стронция в составе графитизирующих модификаторов на основе ФС75 (Barinok®75, Superseed®75) на усадочные процессы в отливках тормозных барабанов из серого перлитного чугуна с различным углеродным эквивалентом $C_э$ (до- и эвтектического состава). Показано, что при ковшевой графитизирующей обработке расплава доэвтектического серого чугуна ($C_э$ ~ 4,1 %) модификатором на основе ФС75 с барием и кальцием (~0,27 % Barinok®75) доля несоответствующей продукции по дефекту "усадочная раковина в резьбовом отверстии" составляет до 30 %. Установлено, что равнозначная минимальная склонность чугуна к усадке обеспечивается при ковшевой графитизирующей обработке расплава доэвтектического серого чугуна ($C_э$ ~ 4,1 %) модификатором на основе ФС75 со стронцием (~0,27 % Superseed®75), либо при ковшевой графитизирующей обработке расплава эвтектического серого чугуна ($C_э$ ~ 4,3 %) модификатором на основе ФС75 с барием и кальцием (~0,27 % Barinok®75). Доля несоответствующей продукции по дефекту "усадочная раковина в резьбовом отверстии" при использовании одного из указанных вариантов составляет не более 0,5 %.

Ключевые слова: графитизация; усадка; модифицирование; углеродный эквивалент; щелочно-земельные металлы.

The results of studies of the effect of barium, calcium and strontium in the composition of inoculants based on FeSi75 (Barinok®75, Superseed®75) to shrink in casting processes brake drums pearlitic gray cast iron with different carbon equivalent C_e (pre- and eutectic composition) are described and analyzed. It is shown that when the ladle melt processing graphitizing hypoeutectic gray cast iron (C_e ~ 4,1 %) modifier based on the FeSi75 with barium and calcium (~0,27 % Barinok®75) proportion of nonconforming product by defect "piping in the threaded hole" up to 30 %. Set, which is equivalent to the minimum tendency to shrink iron is provided either in the ladle melt processing graphitizing hypoeutectic gray cast iron (C_e ~ 4,1 %) modifier based FeSi75 strontium (~0,27 % Superseed®75), or when the ladle treatment graphitizing eutectic melt gray iron (C_e ~ 4,3 %) modifier based FeSi75 with barium and calcium (~0,27 % Barinok®75). Share of nonconforming products by defect "piping in the threaded hole" by using one of the above options is not more than 0,5 %.

Keywords: graphitization; shrinkage; modification; carbon equivalent; alkali-earth metals.

Тепловые узлы массивных и толстостенных отливок являются местом сосредоточения усадочных раковин. Традиционно для их устранения или минимизации успешно применяют правильно рассчитанные и сориентированные прибыли. Однако в ряде случаев тепловой узел размещен в центральной ее части отливки и не может быть исключен из конструктивных соображений.

Наиболее характерным примером такой отливки является тормозной барабан (рис. 1). На рис. 1 показаны зоны сосредоточения усадочных раковин, расположенные в ступичной части отливки тормозного барабана. Количество отливок с данным несоответствием составляет до 30 %.

Одним из возможных путей устранения дефектов усадочного характера в отливках может быть комплексное решение, выработанное на основе установления сочетания таких технологических параметров, как химический состав чугуна, его углеродный эквивалент, химический и фракционный состав графитизирующего модификатора, термовременная обработка расплава чугуна, температура заливки расплава чугуна. Поставленная задача носит многопараметрический характер. В настоящей работе сделана попытка повлиять на снижение дефектности усадочного характера в отливках тормозных барабанов через химический состав чугуна (в том числе его углеродный эквивалент) и графитизирующий модификатор.

Отливки тормозных барабанов (см. рис. 1) изготовляли из двух вариантов серого чугуна: доэвтектического (чугун 1) и эвтектического (чугун 2) химических составов (табл. 1).

Для ковшевого графитизирующего модифицирования использовали материалы Barinok®75 и Superseed®75 (табл. 2). Размер фракции модификаторов 2...6 мм.

Температура заливки расплава чугуна в литейные формы 1325...1345 °С. Ковшевое графитизирующее модифицирование расплава чугуна осуществляли путем введения графитизатора в соответствии с технологической схемой "под струю единой порцией" после наполнения заливочного ковша металлоемкостью 1100 кг на 1/4...1/3.

Рис. 1. Отливка тормозного барабана

На рис. 2 приведены характеристики старения модифицирующего эффекта расплава чугуна после его обработки графитизирующими модификаторами Barinok®75 и Superseed®75.

Сравнение двух кривых на рис. 2 указывает на то, что модификатор Barinok®75 обладает высокой графитизирующей способностью на ранней стадии обработки расплава чугуна (до 3...4 мин) благодаря совместному действию бария и кальция, обеспечивая в этот период образование большого количества центров кристаллизации графита. По указанной причине обработка расплава чугуна модификатором Barinok®75 обеспечивает низкую склонность чугуна к отбелу.

В дальнейшем с течением времени в расплаве чугуна происходит достаточно интенсивное сниже-

1. Печной химический состав чугуна, % мас.

Чугун	C	Si*	Mn	P	S	Cr	Cu
1	3,25...3,35	1,90...2,00	0,05...0,07	⩽0,06	0,05...0,07	0,10...0,20	0,40...0,45
2	3,45...3,55	2,05...2,10	0,05...0,07	⩽0,06	0,05...0,07	0,15...0,20	0,45...0,55

* Фактическое содержание кремния в отливке после графитизирующей обработки расплава чугуна в заливочном ковше металлоемкостью 1100 кг модификатором на основе ФС75 увеличивается в среднем на 0,1 % на каждые 1,5 кг модификатора.

2. Химический состав используемых графитизирующих модификаторов, % мас.

Модификатор	Si	Ba	Ca	Al	Sr	Fe
Barinok®75	72...78	2...3	1...2	⩽1,5	—	Остальное
Superseed®75	73...78	—	⩽0,1	⩽0,5	0,6...1,0	

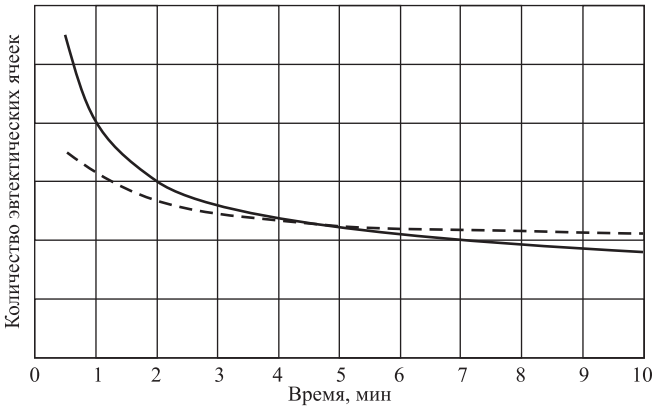


Рис. 2. Общая характеристика старения модифицирующего эффекта расплава чугуна после его обработки графитизирующими модификаторами Barinok®75 и Superseed®75:

— — ~0,27 % Barinok®75; $C_э$ = 4,1 %; – – — ~0,27 % Superseed®75, $C_э$ = 4,1 %; ~27 % Barinok®75, $C_э$ = 4,3 %

ние (см. рис. 2) количества образующихся центров кристаллизации графита. Данное обстоятельство негативно сказывается на решении поставленной в статье проблемы. Принимая во внимание, что усадка серого чугуна является сложным процессом, ее результат определяется совокупностью ряда стадий, представленных на рис. 3.

Интенсивное снижение количества образующихся центров кристаллизации графита при модифицировании расплава чугуна модификатором Barinok®75 после 5 мин обусловливает увеличение доперлитной усадки, уменьшение предусадочного расширения и, как следствие, повышение полной усадки чугуна. Последнее является предпосылкой образования концентрированных усадочных раковин в тепловых узлах

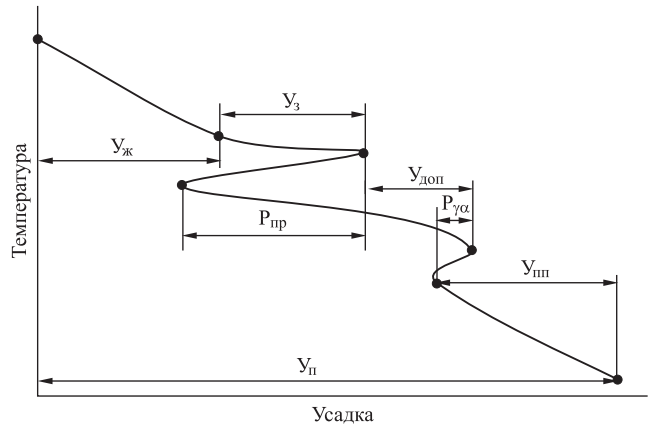


Рис. 3. Полная объемная усадка чугуна $У_п$:

$У_ж$ — усадка в жидком состоянии; $У_з$ — усадка при затвердевании; $У_{доп}$ — доперлитная усадка; $У_{пп}$ — послеперлитная усадка; $Р_{пр}$ — предусадочное расширение; $Р_{\gamma\alpha}$ — расширение при перлитном превращении

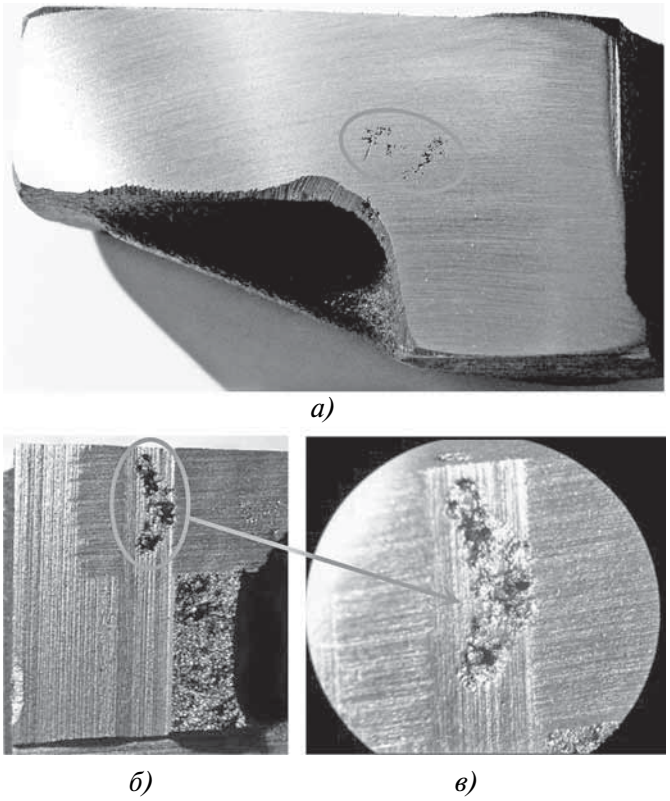


Рис. 4. Усадочная раковина в зоне резьбового соединения (*а*) и ее раскрытая поверхность (*б*, *в*):

а — ×5; *б* — ×16; *в* — ×25

отливки (рис. 4) в случае отсутствия прибылей или при недостаточном питании от них.

Тем не менее, ферросилиций с барием и кальцием (Barinok®75), выпускаемый фирмой "Элкем", в силу своей универсальности и относительной экономичности нашел широкое распространение в мировой практике как графитизирующий модификатор для всех типов чугунов. В этой связи и в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" данный материал занял место основного, базового модификатора для чугунов.

Характер старения модифицирующего эффекта расплава чугуна при использовании Superseed®75 заметно отличается по сравнению с Barinok®75 (см. рис. 2). Это связано с различием в их химическом составе (см. табл. 2). В Superseed®75 присутствует стронций, обладающий большим сродством к сере по сравнению с барием и кальцием (энтальпия образования сульфида стронция SrS −480 кДж/моль, сульфида кальция CaS −477 кДж/моль, сульфида бария BaS −453 кДж/моль).[1] Следовательно,

[1] Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. М.: Металлургия, 1985. 344 с.

стронций имеет более высокое сродство к сере, чем кальций и барий.

Наличие стронция в Superseed®75 обусловливает следующие особенности модифицирования расплава чугуна указанным материалом по сравнению с Barinok®75:

улучшенные растворимость и усвояемость частиц модификатора при попадании в расплав вследствие пониженного их ошлаковывания;

пониженная начальная концентрация центров кристаллизации графита, формирующихся на основе сульфида стронция SrS, при их замедленной коагуляции в последующие периоды времени.

Указанные особенности предопределяют лучшие модифицирующие свойства Superseed®75 в условиях повышенного содержания серы в чугуне (0,05 % и выше).

В дополнение рассмотрим и проанализируем значения изобарно-изотермического потенциала ($\Delta G^0 = \Delta H^0 - T\Delta S^0$, где T — температура, K) и другие физико-химические показатели для бария, кальция и стронция:

$$\mathrm{Ba}_{ж} = \mathrm{Ba}_{газ} : \Delta G^0 = 35860 - 18,92T;$$

$$\mathrm{Ca}_{ж} = \mathrm{Ca}_{газ} : \Delta G^0 = 36720 - 20,82T;$$

$$\mathrm{Sr}_{ж} = \mathrm{Sr}_{газ} : \Delta G^0 = 33820 - 20,49T.$$

$\Delta G^0 = -RT \ln K_р$, где $K_р$ — константа равновесия.

Для процессов испарения $K_р = p$, где p — давление пара, атм.

Заменяя ΔG^0 на $RT\ln K_р$, получаем выражение для расчета давления паров Ba, Ca и Sr при различных температурах:

$$\lg p_{\mathrm{Ba}} = -\frac{7838}{T} + 4,135;$$

$$\lg p_{\mathrm{Ca}} = -\frac{8026}{T} + 4,551;$$

$$\lg p_{\mathrm{Sr}} = -\frac{7392}{T} + 4,479.$$

При давлении пара 1 атм температуры кипения для бария, кальция и стронция:

$$T_{кип}^{\mathrm{Ba}} = 1622°\mathrm{C};\ T_{кип}^{\mathrm{Ca}} = 1491°\mathrm{C};\ T_{кип}^{\mathrm{Sr}} = 1381°\mathrm{C}.$$

Таким образом, стронций по сравнению с барием и кальцием имеет пониженную температуру кипения, из приведенных выражений для изобарно-изотермического потенциала также следует его более высокая реакционная активность.

Исходя из постоянства суммарной величины предусадочного расширения и доперлитной усадки $Р_{пр}$ + $У_{доп}$ = const (см. рис. 3), следует, что при увеличении $Р_{пр}$ уменьшается $У_{доп}$ и наоборот, т.е. в результате управления предусадочным расширением чугуна при реализации 1-го и 2-го направления работ можно добиться подавления его доперлитной усадки.

Проведенный анализ потенциальных возможностей влияния на дефектность усадочного характера химического состава чугуна в направлении изменения его углеродного эквивалента, а также применяемого графитизирующего модификатора позволил определить план экспериментальных исследований.

На первом этапе работы исследовали совместное влияние эвтектического углеродного эквивалента чугуна $С_э$ ~ 4,3 % (чугун 2, см. табл. 1) и графитизирующего модификатора Barinok®75 на образование усадочных раковин в центральной части отливки тормозного барабана в зонах высверливаемых отверстий (см. рис. 4).

На втором этапе работы исследовали особенности влияния графитизирующей обработки модификатором Superseed®75 расплава доэвтектического чугуна $С_э$ ~ 4,1 % (чугун 1, см. табл. 1) на образование усадочных раковин в центральной части отливки тормозного барабана в зонах высверливаемых отверстий.

Результаты исследований показали идентичное, сопоставимое влияние на подавление склонности чугуна к формированию усадочных раковин ковшевой обработки расплава ферросиликостронцием и совместно доведение углеродного эквивалента чугуна до эвтектического с последующей ковшевой обработкой расплава ферросицилием с барием и кальцием.

Следовательно, с учетом объединения достигнутых эффектов наиболее радикальным решением подавления процесса формирования усадочных раковин в отливках из серого чугуна является графитизирующее модифицирование ферросиликостронцием расплава эвтектического состава с содержанием серы свыше 0,05 %. По итогам внедрения результатов проведенных работ доля отливок с несоответствием по дефекту "усадочные раковины" резко сократилась и не превышала 0,5 %.

Денис Алексеевич Болдырев, д-р техн. наук,
DA.Boldyrev@vaz.ru;
Николай Николаевич Сафронов, д-р техн. наук;
Сергей Викторович Иванов

УДК 621.791.052.620.17

В.В. Овчинников, А.М. Дриц*, Д.В. Малов
(Московский государственный индустриальный университет,
**ЗАО "Алкоа Самарский металлургический завод")*

Механические свойства сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, полученных сваркой трением с перемешиванием

Установлено, что при сварке трением с перемешиванием сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании механические свойства различных зон сварного соединения являются различными и часто превосходят свойства основного металла. Исследована структура различных зон в сварном соединении сплавов 1460Т1 и 1565чМ.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; механические свойства; микроструктура; распределение фаз.

The friction stir welding of weld metal with mixing 1565chM and 1460T1 in various combination mechanical properties of weld zone are quite different and often superior to the properties of the base metal. The structure of the various zones in welded connection of 1460T1 and 1565chM alloys is studied.

Keywords: friction stir welding; mechanical properties; microstructure; phase distribution.

Введение. *Сварка трением с перемешиванием* (СТП) является относительно новым методом получения неразъемных соединений материалов (запатентована The Welding Institute in UK (TWI), (Великобритания)) в 1991 г. На этот способ сварки имеется более раннее авторское свидетельство СССР 1195846.

Расширяющееся применение сварки трением обусловлено высоким качеством получаемых сварных соединений. Перемешивание металла в твердой фазе в условиях "теплой" деформации иногда создает микроструктуры более прочные, чем основной материал. Обычно прочность на растяжение и усталостная прочность сварного соединения для термически неупрочняемых сплавов составляют 0,85...0,92 от характеристик основного материала и находятся на уровне, обеспечиваемом применением дорогостоящих эпектронно-лучевой, диффузионной и лазерной сварок [1—3].

При выполнении сварочных операций не требуется предварительной очистки рабочих поверхностей, отсутствует разбрызгивание расплавленного металла, нет необходимости в использовании присадочных материалов. При наличии специальной оснастки и инструмента сварка трением может выполняться на обычном металлорежущем оборудовании, универсальных фрезерных станках и станках с ЧПУ [4—6].

При СТП обеспечивается возможность соединения разнородных материалов [7].

Целью работы является исследование технологических особенностей сварки трением с перемешиванием стыковых соединений сплавов термически неупрочняемого сплава системы Al—Mg 1565чМ и термически упрочняемого сплава системы Al—Cu—Li 1460Т1 в различных сочетаниях, а также определение механических свойств полученных соединений.

Методика проведения экспериментов. Исследования проводили на листах сплавов 1565чМ и 1460Т1 толщиной 3 мм, свойства которых представлены в табл. 1.

Для СТП стыковых соединений применяли горизонтальный фрезерный станок Agile CS 1000, оснащенный специальным инструментом для СТП. Инструмент выполнен в виде державки со сменным наконечником, состоящим из заплечика и индентора, на поверхности которого выполнена винтообразная канавка. Индентор диаметром

1. Механические свойства листов сплавов 1565чМ и 1460Т1 толщиной 3 мм

Марка сплава	Режим термической обработки	Предел прочности $\sigma_в$	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	Относительное удлинение δ, %	Угол изгиба α, °, при $R = 1,5t$
		МПа			
1565чМ	Отжиг 320 °С, 1 ч	357	219	18,3	180
1460Т1	Закалка 525...530 °С, 0,5 ч, охлаждение в воде + искусственное старение (170 ± 10) °С, 18...24 ч	560	470	7,0	42

Обозначения: R — радиус пуансона установки для испытаний на изгиб сварных соединений; t — толщина основного металла.

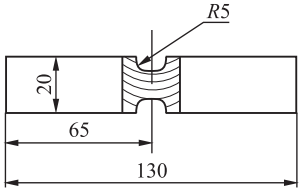


Рис. 1. Образец для определения прочности металла шва, выполненного СТП

4,5 мм имел высоту 2,8...7,0 мм для гарантированного соединения свариваемых листов. Частоту вращения инструмента варьировали в интервале 500...720 об/мин, а скорость сварки — от 220 до 250 мм/мин.

Прочность сварных соединений определяли на образцах по ГОСТ 6996—66 с шириной рабочей части 15 мм. Для определения прочности металла ядра шва использовали специальный образец, представленный на рис. 1.

Макроструктуру сварных соединений, а также характер их разрушения исследовали с помощью цифрового стереоскопического микроскопа Motic DM-39C-N9GO-A. Для выявления макро- и микроструктуры образцы соединений подвергали травлению в реактиве Келлера (5 % HCl; 5 % HNO_3; 5 % HF; 85 % H_2O).

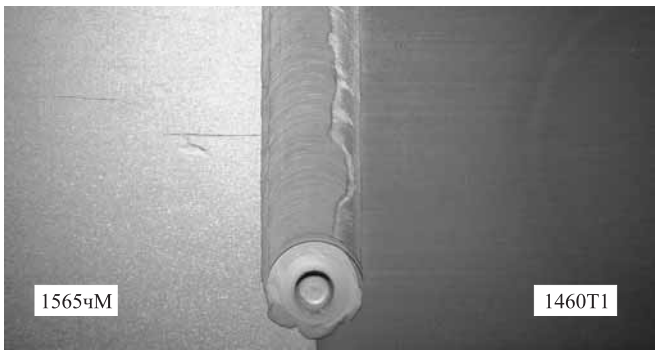
Для исследования микроструктуры соединений применяли оптический микроскоп "Neophot-21" и сканирующий электронный микроскоп EVO 50 фирмы Carl Zeiss с приставкой для определения содержания легирующих элементов в различных зонах сварного соединения.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Внешний вид соединения сплавов 1565чМ и 1460Т1, выполненного сваркой трением с перемешиванием, приведен на рис. 2, *а*. Ширина зоны трения, судя по отпечатку вращающегося инструмента, на лицевой поверхности соединения составила 14...16 мм.

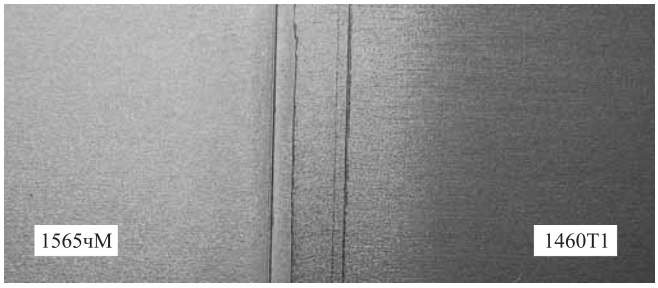
Пластина из сплава 1460Т1 располагалась со стороны набегания рабочего инструмента, вследствие чего примерно 3/4 ширины шва занято сплавом 1565чМ, перенесенным инструментом в процессе вращения (более светлый оттенок после анодирования).

С обратной стороны соединения образуется сплошной валик, размеры которого определяются шириной и глубиной формирующей канавки в приспособлении (рис. 2, *б*). Для варианта сварки листов сплавов 1565чМ и 1460Т1 ширина канавки составляла 5 мм при глубине 0,55 мм.

На поверхности шва видны чешуйки, расстояние между которыми определяется соотношением скорости сварки и частоты вращения рабочего инструмента. При этом на сплаве 1460Т1

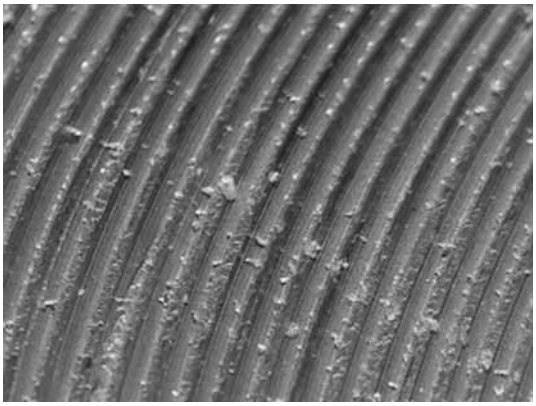


а)

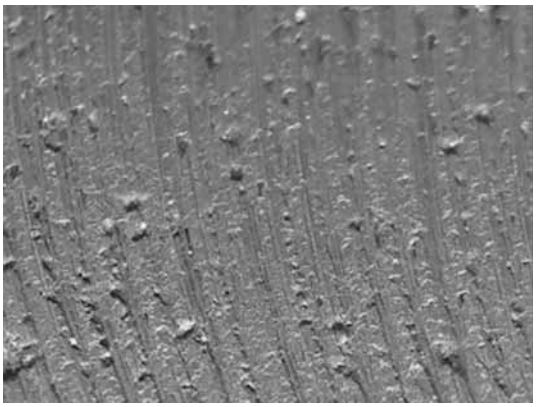


б)

Рис. 2. Внешний вид сварного соединения листов сплавов 1565чМ и 1460Т1 с лицевой (*а*) и обратной (*б*) сторон. После СТП образец анодирован



а)



б)

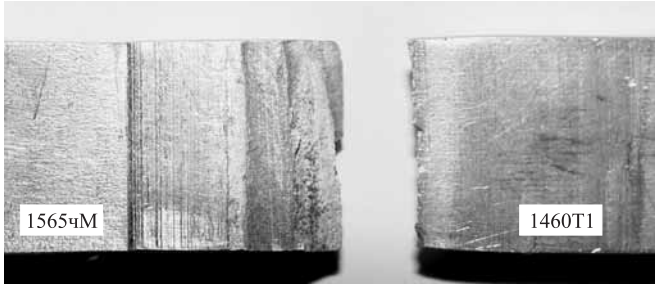
Рис. 3. Вид соединения с лицевой стороны на сплаве 1460Т1 (*а*) и 1565чМ (*б*). ×40

они более выражены (рис. 3, *а*). На поверхности чешуек видны частички металла и оксидных пленок. Чешуйки на поверхности листов сплава 1565чМ выражены гораздо менее четко, а на них также присутствуют частички свариваемых сплавов и оксидных пленок (рис. 3, *б*).

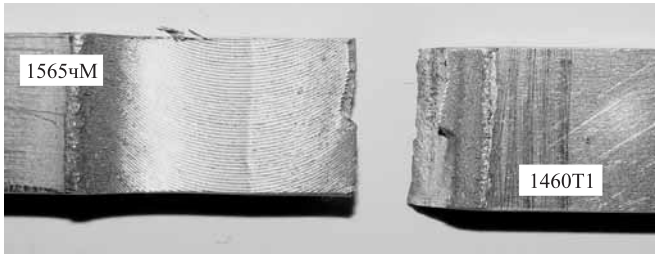
По-видимому, частички металла на поверхности швов являются остатками тонкой поверхностной пленки в контакте инструмента и поверхности свариваемой пластины, где под действием теплоты, выделяющейся при трении, происходит подплавление (отдельными участками) поверхности в зоне ее контакта с рабочим инструментом.

Результаты механических испытаний образцов сварных соединений исследуемых сплавов представлены в табл. 2.

Прочность сварного соединения сплавов 1565чМ + 1460Т1 уступает прочности соединения сплава 1565чМ + 1565чМ. Разрушение всех образцов произошло со стороны сплава 1460Т1 (рис. 4).



а)

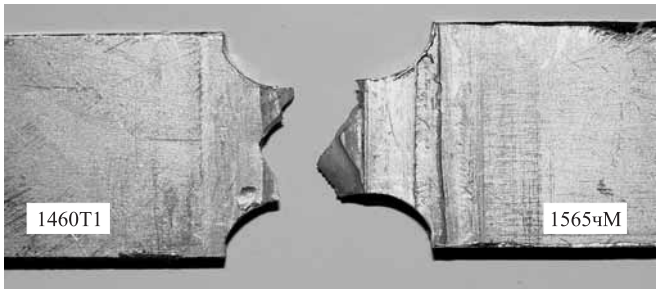


б)

Рис. 4. Разрушение образцов сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 после испытания на прочность с обратной (*а*) и лицевой (*б*) сторон

2. Механические свойства соединений листов сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, выполненных СТП

Сочетание сплавов	Предел прочности, МПа		Угол изгиба α, °	Зона разрушения соединения при испытаниях
	сварного соединения	металла шва		
1565чМ + 1460Т1	313...327 / 319	334...347 / 342	155...175 / 162	Разрушение по соединению со стороны сплава 1460Т1 с распространением в плоскости, которая в поперечном сечении шва лежит на расстоянии 2 мм от границы шва с обратной стороны соединения в сторону основного металла и на расстоянии 4...5 мм от границы шва с лицевой стороны внутрь шва. При испытании образцов по рис. 1 разрушение происходит по центральной части шва
1565чМ + 1565чМ	350...362 / 355	365...384 / 375	180...180 / 180	Разрушение по основному металлу при испытании соединений с незачищенным швом на расстоянии 15...20 мм от границы шва



а)

б)

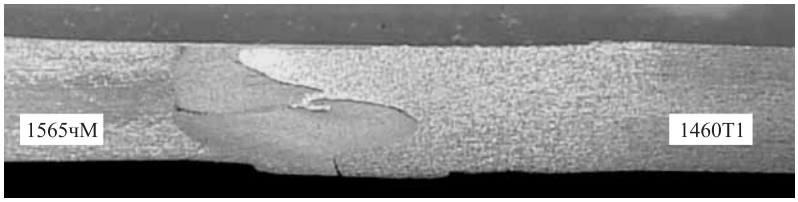
Рис. 5. Разрушение образцов сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 после испытания на прочность металла шва с обратной (*а*) и лицевой (*б*) сторон

Прочность металла сварного соединения и шва для случая соединения сплавов 1565чМ + + 1460Т1 уступает примерно 25...35 МПа свойствам соединения 1565чМ + 1565чМ. Разрушение распространяется с обратной стороны соединения от границы шва (рис. 5, *а*) через ядро шва и выходит на лицевую сторону в центральной части шва (рис. 5, *б*).

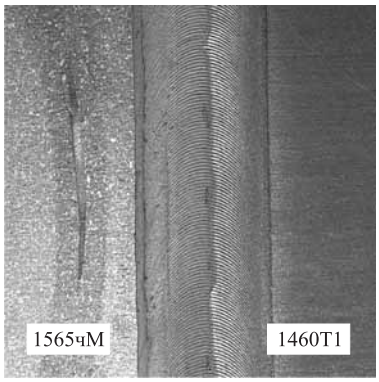
Угол изгиба соединений алюминиевых сплавов в разноименном сочетании, составляет 155...175°, что также ниже значений угла изгиба соединения сплава 1565чМ.

Анализ макроструктуры соединений исследуемых сплавов (рис. 6, *а*) показал, что в зоне шва не наблюдается "древовидной" кольцеобразной структуры, характерной для зоны перемешивания при СТП-листов толщиной более 5 мм [5, 8]. Отсутствие в исследуемых сплавах кольцеобразной структуры в зоне перемешивания, вероятно, связано с изменением характера течения металла в этой зоне при СТП, характерного для процесса СТП элементов толщиной более 5 мм.

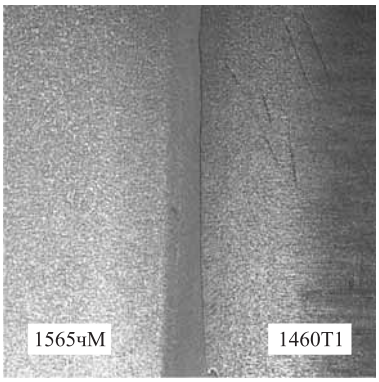
На макрошлифе соединения сплавов 1565чМ + 1460Т1 хорошо видна зона перемешивания, имеющая в сечении Z-образную форму и расположенная со смещением на 1,5...3 мм в сторону сплава 1565чМ от оси шва. Эта зона имеет серый матовый цвет и отличается по травимости от основного металла. Темная линия (рис. 6, *б*), видимая на шве в плане, является границей этой зоны. В то же время данная линия не является дефектом соединения. Указанная линия также отчетливо проявляется с обратной стороны соединения (рис. 6, *в*).



а)



б)



в)

Рис. 6. Макроструктура соединения СТП-сплавов 1565чМ + 1460Т1 (*а*), вид шва с лицевой (*б*) и обратной (*в*) сторон соединения. Образцы после сварки подвергались анодированию:

а — ×10; *в* — после фрезерования на глубину 0,5 мм

Анализ макрошлифов позволил в зоне сварки выявить наличие нескольких основных зон, отличающихся друг от друга по структуре и травимости. Они схематически представлены на рис. 7, *а*: *1* — основной металл, сплав 1460Т1; *2* — зона термодеформационного воздействия, прилегающая к границе зоны перемешивания со стороны сплава 1460Т1; *3* — зона перемешивания со стороны сплава 1460Т1; *4* — зона перемешивания серого матового цвета и зона термодеформационного воздействия со стороны сплава 1565чМ; *5* — зона термического влияния и основной металл, сплав 1565чМ.

Из результатов микроструктурного анализа следует, что структура основного металла сплава 1565чМ (зона *5*) рекристаллизованная, состоящая из слегка вытянутых зерен (рис. 7, *б*). В сплаве 1460Т1 структура тонково-

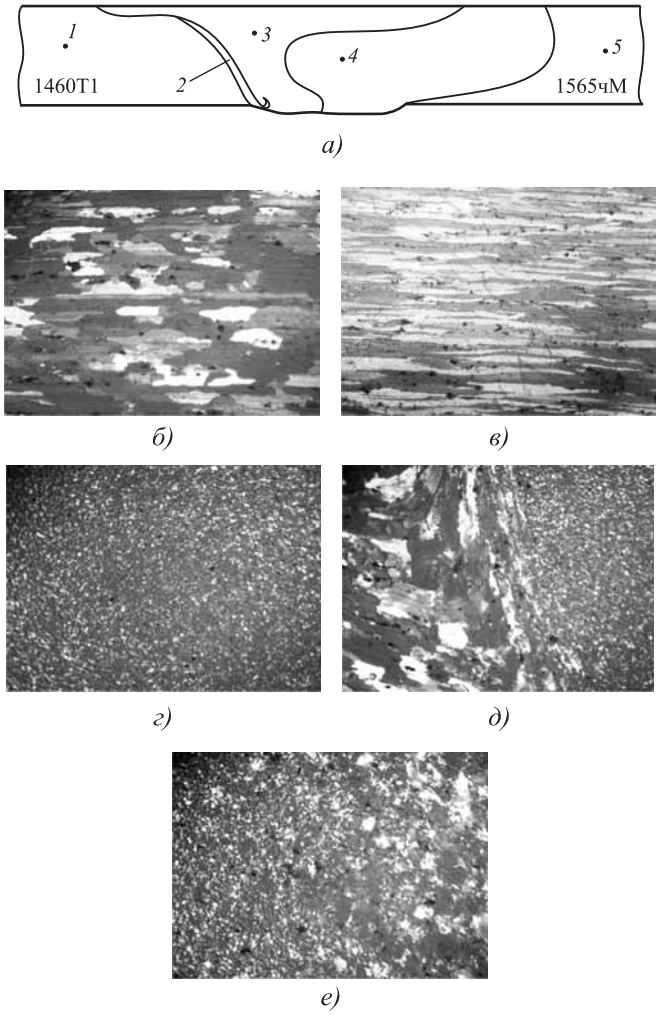


Рис. 7. Схема расположения зон в соединении (*а*) и микроструктуры (×150) основного металла сплава 1565чМ (*б*), сплава 1460Т1 (*в*), зоны перемешивания (*г*), зоны термодеформационного воздействия со стороны сплава 1460Т1 (*д*) и переходной зоны (*е*)

локнистая, нерекристаллизованная (зона *1*) (рис. 7, *в*).

В зоне перемешивания со стороны сплава 1565чМ наблюдается формирование мелкодисперсной равноосной структуры (зона *4*) (рис. 7, *г*). Структура слоистой зоны (зона *2*) состоит из чередующихся слоев белого цвета сплава 1460Т1 и темных слоев сплава 1565чМ с рекристаллизованной мелкозернистой структурой (рис. 7, *д*). В нижней части этой зоны соединения наблюдается изменение направления слоев. При этом можно отметить изменение цвета и травимости слоев из сплава 1565чМ.

Микроструктура участка ядра соединения из сплава 1565чМ мелкозернистая, отличающаяся от рекристаллизованной структуры основного металла с размером зерна около 25...55 мкм, типичной для листового металла. Внутри ядра соединения из сплава 1565чМ расположена узкая зона белого матового цвета на макрошлифе соединения. При большом увеличении видно, что она состоит из равномерно чередующихся слоев: темных, с мелкозернистой структурой (сплав 1565чМ) и светлых слоев (сплав 1460Т1).

Формирование участков слоистой структуры связано с высокими скоростями пластического течения потоков металла, наиболее разогретых в зоне их непосредственного контакта с поверхностью вращающегося инструмента и в результате интенсивной плоской деформации, протекающей в данной зоне.

Блестящая зона перемешивания (зона *3*), расположенная между слоистой зоной (зона *2*) со стороны сплава 1460Т1 (рис. 7, *е*) и зоной перемешивания (зона *4*) со стороны сплава 1565чМ, не поддается травлению одновременно с другими участками соединения. Это косвенно указывает на изменение ее химического состава и наличия остаточных сжимающих напряжений.

Распределение микротвердости, измеренное в поперечном сечении соединения на уровне

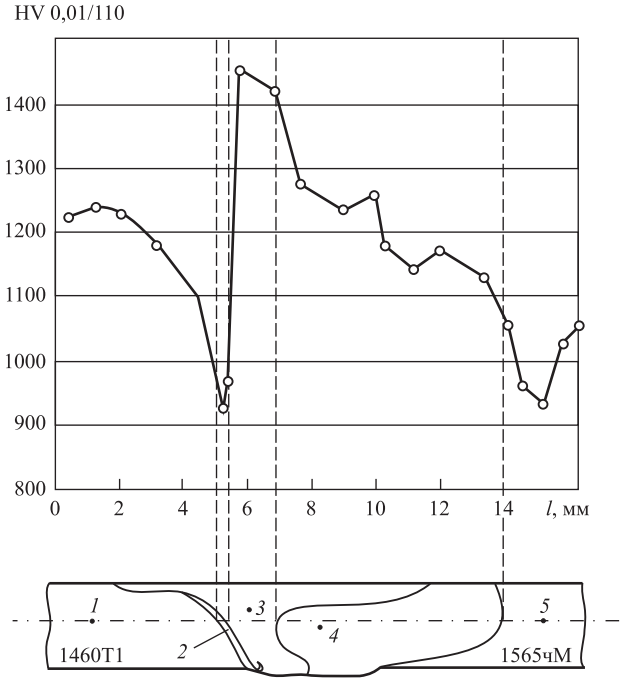


Рис. 8. Распределение микротвердости в различных зонах соединения сплавов 1460Т1 и 1565чМ

половины толщины свариваемых листов, представлено на рис. 8. По мере перемещения из зоны основного металла сплава 1460Т1 к зоне термодеформационного воздействия, прилегающей к границе зоны перемешивания со стороны сплава 1460Т1, отмечается снижение микротвердости от 1210...1230 до 930...940 HV. В зоне *3* наблюдается резкое увеличение микротвердости металла до 1430...1450 HV. В зоне перемешивания серого матового цвета со стороны сплава 1565чМ микротвердость уменьшается по мере приближения к зоне термического влияния. Микротвердость в зоне *5* постепенно возрастает до значений, свойственных сплаву 1565чМ, по мере удаления от границы соединения.

При этом зона разрушения соединения сплавов 1565чМ + 1460Т1 совпадает с зоной термодеформационного воздействия, прилегающей к границе зоны перемешивания со стороны сплава 1460Т1. В этой зоне наблюдается переход от мелкозернистой структуры зоны перемешивания к структуре с достаточно крупными зернами, вытянутыми в горизонтальном направлении. Границы зерен ярко выражены, что, вероятно, свидетельствует о наличии фаз, свойственных сплаву 1460Т1. Данная зона будет иметь пониженные свойства по сравнению с основным металлом из-за ориентации зерен и возникновения фаз по их границам. Для алюминиевых сплавов эта зона может иметь достаточно большую ширину, о чем также указано в работе [1].

Результаты микрорентгеноструктурного анализа по изменению содержания меди, магния и цинка в зоне сварного соединения из сплавов 1565чМ и 1460Т1 в сравнении с основным металлом показали следующее. Наблюдается диффузия меди из сплава 1460Т1 в сплав 1565чМ на глубине до 120 мкм и обеднение медью приграничного участка глубиной до 70 мкм. Из сплава 1565чМ в сплав 1460Т1 диффундирует магний на глубину 55...62 мкм от границы соединения сплавов с соответствующим обеднением участка шириной 80...100 мкм со стороны сплава 1565чМ.

Ширина диффузионной зоны, в которой содержание компонентов свариваемых сплавов имеет заметное изменение, составляет примерно 160...180 мкм.

В пределах диффузионной зоны формируются участки с содержанием легирующих элементов, существенно отличающихся от содержания легирующих элементов в соединяемых сплавах. Например, для сплава 1565чМ создаются участки с содержанием меди до 2,5 %, магния 2,8 % и лития более 1,2 %. Это создает условия для формирования новых фаз типа T_1-фазы (Al_2CuLi) и T_2-фазы (Al_6CuLi_3).

Результаты рентгенографических исследований свидетельствуют о формировании в зоне соединения сплавов 1454чМ и 1460Т1 нерекристаллизованной структуры с высокой плотностью дислокаций в объеме зерен и субзерен.

Электронно-микроскопическое исследование выявило существенное различие в зеренной и дислокационной структуре в ядре соединения и в основном металле свариваемых сплавов. На светлопольном изображении сплава 1565чМ видны равноосные зерна с субзерном размером 2...4 мкм. Они существенно меньше зерен основного металла. Подобная структура с мелкими равноосными зернами и субзернами наблюдается в участке ядра соединения со стороны сплава 1460Т1. Внутри зерен и субзерен наблюдается значительная плотность дислокаций и их петель. Учитывая, что в зоне формирования соединения развивается высокая температура 450...500 °С, то для получения такой структуры необходима высокая скорость деформации.

При исследовании участка ядра соединения со стороны сплава 1565чМ, находящегося на расстоянии до 2 мм от контактной границы, установлено, что на границах зерен и субзерен, а также в объеме матрицы сплава наблюдаются крупные пластинчатые выделения S-фазы (Al_2CuMg) размером 0,15...0,35 мкм. Такие выделения характерны для высокотемпературного распада пересыщенного по меди и магнию твердого раствора.

На исследуемом участке ядра соединения сплава 1460Т1, расположенном ближе к контактной границе, чем в сплаве 1565чМ, выделения S_1-фазы (Al_2MgLi) на границах зерен, субграницах, в объеме зерен и субзерен не установлено. Такое положение соответствует нагреву сплава до температуры 450...480 °С,

приводящем к растворению выделений и фиксации пересыщенного твердого раствора при быстром охлаждении.

В зоне термического влияния размеры и характер выделений в обоих исследуемых сплавах соответствуют перестариванию и отжигу при температуре 240...270 °С. В сплаве 1460Т1 размеры и количество выделений S_1-фазы превышают размеры указанных выделений в основном металле. Крупные равноосные выделения S_1-фазы размером 0,15...0,60 мкм наблюдаются преимущественно на субграницах, а также внутри зерен.

На картинах микродифракции обнаружены структурные рефлексы, которые свидетельствуют о присутствии частиц упорядоченной δ′-фазы (Al_3Li) размером менее 0,35 нм. Данные частицы свидетельствуют о быстром охлаждении сплава 1460Т1 с температур, при котором в твердом растворе содержится большое количество лития. На основе размера и расположения частиц δ′-фазы можно утверждать, что эта температура находилась в диапазоне 230...270 °С.

Выводы

1. Прочность сварного соединения листов толщиной 3 мм сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании уступает прочности соединения сплава 1565чМ, полученного СТП, в одноименном сочетании. Разрушение всех образцов произошло со стороны сплава 1460Т1.

2. Разрушение всех образцов произошло со стороны сплава 1460Т1. При этом разрушение начиналось с обратной стороны шва на расстоянии 2 мм от границы шва с обратной стороны и далее распространялось в плоскости, выходящей на лицевую поверхность соединения внутри шва на расстоянии 4...5 мм от его границы.

3. Ядро соединения, сформированное в результате совместной пластической деформации сплавов 1565чМ и 1460Т1 в процессе СТП, состоит из двух участков из данных сплавов с ярко выраженной границей между ними без внутренних микродефектов. Участки имеют форму, вытянутую в направлении вращения инструмента, и, соответственно, Z-образную границу между сплавами.

4. Использование сварки трением с перемешиванием позволяет получать качественные сварные соединения листов алюминиевых сплавов в разноименном сочетании из алюминиевых сплавов различных систем легирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Степанов В.В., Конкевич В.Ю., Фролов В.А.** Формирование соединений при сварке по способу Friction Stir Welding // Технология легких сплавов. 2003. № 1. С. 58—67.
2. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н.** Исследование свойств сварных соединений сплава 1565ч применительно к изготовлению сварных цистерн // Цветные металлы. 2012. № 12. С. 85—89.
3. **Овчинников В.В.** Современные наукоемкие технологии в сварочном производстве // Наукоемкие технологии. 2011. № 5. С. 35—45.
4. **Овчинников В.В., Пахомов Д.А.** Исследование особенностей аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием высокопрочного алюминиевого сплава АБТ101 // Научный обозреватель. 2011. № 1. С. 54—57.
5. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Результаты исследований свариваемости высокопрочных сплавов системы Al—Cu—Li—Mg, легированных серебром, скандием, цирконием // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 29—38.
6. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка трением с перемешиванием нахлесточных соединений сплава 1460 // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 1. С. 11—16.
7. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Свойства сварных соединений листов сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами // Цветные металлы. 2013. № 11. С. 84—89.
8. **Сварка** трением с перемешиванием термически упрочняемого сплава В95 системы Al—Zn—Mg—Cu / В.А. Фролов, В.Ю. Конкевич, П.Ю. Предко, В.В. Белоцерковец // Сварочное производство. 2013. № 3. С. 21—26.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Дмитрий Валерьевич Малов

УДК 621.77

А.А. Богатов, Д.Р. Салихянов
(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Конечно-элементный анализ повышения точности внутреннего канала труб конструкционного назначения

Рассмотрены практические вопросы повышения точности внутреннего канала горячедеформированных труб конструкционного назначения способом раздачи на оправке. Для оценки влияния технологических факторов и конструкции оправки на точность труб предложен показатель точности внутреннего канала труб, который учитывает статистическое распределение размеров. С помощью конечно-элементного моделирования показано, что в оптимальных условиях технологического процесса точность внутреннего канала трубы можно повысить более чем в 3 раза, а параметр шероховатости поверхности уменьшить до значений Ra = 0,6...0,8 мкм.

Ключевые слова: трубы конструкционного назначения; раздача труб на оправке; показатель точности размеров; калибрование внутреннего канала труб; конечно-элементное моделирование.

Practical aspects of internal channel accuracy increase of hot-worked tubes by method expansion on mandrel are considered. In order to estimate effects of technology factor and construction of mandrel on accuracy of tubes, the criterion of accuracy of tube internal channel that takes into account statistical distribution of size is offered. With the use of finite-element modeling it is shown that criterion of accuracy of tube internal channel can be increased more than 3-fold under optimal conditions of technological process and surface roughness can be decreased to values Ra = 0.6...0.8 μm.

Keywords: structural pipes; expansion of pipe by mandrel; criterion of dimensional accuracy; sizing of internal channel of pipes; finite-element modeling.

Актуальность задачи. В настоящее время одним из востребованных видов металлопродукции являются стальные трубы конструкционного назначения. Важнейшими их характеристиками являются точность размеров и шероховатость поверхности, высокий уровень механических свойств и служебных характеристик труб. Особое внимание уделяется точности внутреннего канала труб, так как этот параметр определяет эксплуатационную надежность и экономическую эффективность их применения.

Трубы подразделяются на горячедеформированные (катаные и прессованные) и холоднодеформированные, при этом по требованиям ГОСТ 8732—78 и ГОСТ 8734—75 точность внутреннего канала холоднодеформированных труб выше примерно в 3,75 раза горячедеформированных труб. Однако по себестоимости холоднодеформированные трубы дороже горячедеформированных примерно в 3—5 раз.

Эффективным техническим решением обеспечения показателя "цена — качество" является введение операции калибрования горячекатаных труб способом раздачи на оправке. Поэтому *целью работы* является теоретическое исследование процесса калибрования *насосно-компрессорных труб* (НКТ) способом раздачи на оправке.

Повышение точности размеров и коррозионной стойкости калиброванных НКТ способствует улучшению технико-экономических показателей работы насосного оборудования, увеличению срока службы и производственной мощности нефтедобывающей колонны. Пред-

лагаемая технологическая операция необходима также для организации ремонта НКТ способом лейнирования [1].

Методика исследования. В качестве объекта исследования были выбраны насосно-компрессорные трубы типоразмера 73×5,5 по ГОСТ Р 52203—2004, в соответствии с которым предельные отклонения размеров НКТ рассматриваемого типоразмера могут принимать значения, указанные в табл. 1, при этом значения внутренних диаметров определяют по формулам:

$$d_{\text{вн.min}} = D_{\text{нар.min}} - 2S_{\max};$$

$$d_{\text{вн.max}} = D_{\text{нар.max}} - 2S_{\min}.$$

Для исследования формоизменения труб в процессе раздачи на оправке применен пакет конечно-элементного моделирования Deform-3D; в качестве модели материала трубы использована упругопластическая среда, в качестве материала выбрана сталь 45 с коэффициентом Пуассона $\nu = 0{,}3$ и модулем Юнга $E = 210$ ГПа. Угол конусности рабочей части оправки принят равным 12°.

На рис. 1 представлена схема процесса раздачи трубы в пакете Deform-3D.

В табл. 2 приведен план экспериментальных исследований. Эксперимент был построен таким образом, чтобы оценить эффективность калибрования на один размер и на два размера. Для оценки эффективности калибрования на два размера (на диаметр 62,5 и 64 мм) проведены эксперименты № 1—6, а для оценки эффективности калибрования на один размер (диаметр 64 мм) — эксперименты № 4—7.

1. Диапазоны возможных значений размеров НКТ типоразмеров 73×5,5

Параметр	Минимальное/максимальное значение
Наружный диаметр $D_{\text{нар}}$, мм	72,2/73,8
Толщина S, мм	4,8/5,9
Внутренний диаметр $d_{\text{вн}}$, мм	60,4/64,2

2. План экспериментальных исследований

Номер эксперимента	Диаметр калибрующей части оправки $d_{\text{опр}}$, мм	Внутренний диаметр НКТ $d_{\text{вн}}$, мм	Толщина стенки НКТ, мм	
			минимальная $S_{\min}$	максимальная $S_{\max}$
1	62,5	60,4	—	5,9
2		61,4	5,4	5,9
3		62,4	4,9	5,7
4	64	62,5	4,85	5,65
5		63,2	4,8	5,3
6		63,9	4,8	4,95
7		60,4	—	5,9

Исследование формоизменения труб в процессе калибрования. В соответствии с планом эксперимента проведено компьютерное моделирование и получены конечные размеры НКТ после раздачи (табл. 3). Исследование деформированного состояния в процессе раздачи (рис. 2) позволило составить следующее представление о процессе раздачи.

При раздаче при относительно больших степенях раздачи (более 1 %) внутренняя поверхность трубы контактирует только с коническим участком оправки, при этом длина контакта НКТ с оправкой имеет протяженность ~1 мм (см. рис. 2).

Очаг деформации НКТ состоит из нескольких характерных участков: линейного участка непосредственного контакта трубы и конусной оправки и двух криволинейных участков на входе и выходе, образованных внеконтактной упругопластической деформацией.

Рис. 1. Схема процесса раздачи трубы на оправке

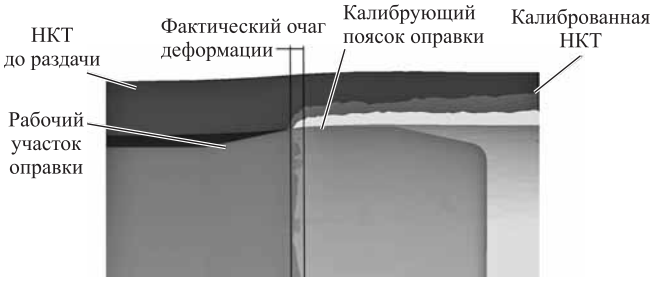


Рис. 2. Деформированное состояние трубы в процессе раздачи

3. Конечные размеры НКТ после калибрования, мм

Диаметр калибрующей части оправки $d_{опр}$	Внутренний диаметр		Толщина стенки		Наружный диаметр	
	начальный $d_{вн0}$	конечный $d_{вн1}$	начальная S_0	конечная S_1	начальный $d_{нар0}$	конечный $d_{нар1}$
62,5	60,4	62,77	5,9	5,77	72,2	74,31
	61,4	62,46	5,4	5,31	72,2	73,08
	61,4	62,69	5,9	5,8	73,2	74,29
	62,4	62,45	4,9	4,9	72,2	72,24
	62,4	62,43	5,7	5,7	73,8	73,84
64	62,5	64,15	4,85	4,75	72,2	73,65
	62,5	64,44	5,65	5,54	73,8	75,51
	63,2	64,09	4,8	4,75	72,8	73,59
	63,2	63,89	5,3	5,24	73,8	74,37
	63,9	63,94	4,8	4,8	73,5	73,52
	63,9	63,95	4,95	4,95	73,8	73,87
	60,4	65,07	5,9	5,73	72,2	76,53

Исследования деформированного состояния показали, что в процессе раздачи на оправке диаметр внутреннего канала может быть больше или меньше диаметра калибрующего пояска оправки. На выходе из очага деформации внутренний диаметр трубы из-за действия внеконтактной деформации может быть больше диаметра калибрующей части оправки d_{max}, при этом, чем больше степень раздачи трубы, тем на большую величину происходит внеконтактная раздача внутреннего канала трубы. На некотором расстоянии от выхода из очага деформации вследствие упругой разгрузки происходит плавное уменьшение диаметра внутреннего канала трубы.

По результатам исследований деформированного состояния, представленных в табл. 4,

4. Расчет внеконтактной деформации и упругой разгрузки

Степень раздачи ε, %	Максимальный внутренний диаметр в процессе раздачи d_{max}, мм	Внутренний диаметр после упругой разгрузки $d^*_{вн1}$, мм	Деформация внеконтактной раздачи $\varepsilon_{разд} = (d_{max} - d_{опр})/d_{опр}$, %	Упругая разгрузка $\varepsilon_{упр} = (d_{max} - d^*_{вн1})/d_{max}$, %
3,36	63,02	62,82	0,83	0,32
1,76	62,71	62,51	0,34	0,32
1,76	62,79	62,7	0,46	0,14
0,16	62,5	62,46	0,00	0,06
0,16	62,5	62,42	0,00	0,13
2,34	64,37	64,11	0,58	0,40
2,34	64,48	64,43	0,75	0,08
1,25	64,2	64,08	0,31	0,19
1,25	64,07	63,73	0,11	0,53
0,16	64	63,94	0,00	0,09
0,16	64	63,93	0,00	0,11
5,63	65,24	65,03	1,94	0,32

5. Показатели точности диаметра внутреннего канала НКТ при калибровании на один размер

Показатель	До калибрования	После калибрования
Внутренний диаметр НКТ, мм:		
$d_{вн\,max}$	63,9	65,07
$d_{вн\,min}$	60,4	63,89
Диапазон разброса значений, мм	3,5	1,18
Среднее значение внутреннего диаметра $\overline{d_{вн}}$, мм	62,80	64,22
Среднеквадратическое отклонение S, мм	1,20	0,42
Показатель точности $\frac{S}{\overline{d_{вн}}}$, %	1,92	0,65
Коэффициент повышения точности внутреннего канала НКТ	2,94	
Параметр шероховатости поверхности Ra, мкм	1,5...2	0,6...0,8

можно оценить величину упругой разгрузки трубы и деформацию внеконтактной раздачи. Из табл. 3 и 4 видно, что при определенных условиях (степень раздачи, относительная толщина стенки НКТ) диаметр внутреннего канала НКТ может быть как меньше, так и больше диаметра калибрующей части оправки. Полученные выводы согласуются с результатами исследований [2—4]. После разгрузки на внутренней поверхности труб остаточные напряжения в результате калибрования будут сжимающими, что способствует повышению коррозионной стойкости НКТ.

Оценка эффективности калибрования внутреннего канала труб. Предложен показатель точности внутреннего диаметра труб $\frac{S}{\overline{d_{вн}}}$, где $\overline{d_{вн}}$ — среднее значение внутреннего диаметра; S — среднеквадратическое отклонение $d_{вн}$, которое рассчитывают по формуле

$$S = \sqrt{\frac{1}{N-1}\sum_{i=1}^{N}\left(d_{вн} - \overline{d_{вн}}\right)}.$$

Так как этот показатель учитывает статистическое распределение размеров, он является наиболее объективной формой оценки точности труб.

Расчет показателей точности массива труб до и после калибрования приведен в табл. 5 и 6. В табл. 5 — расчет изменения показателя точности при калибровании диапазона труб на один размер (64 мм), в табл. 6 — расчет изменения показателя точности при калибровании на два размера (62,5 и 64 мм). В табл. 5 и 6 также указано изменение параметра шероховатости внутренней поверхности горячекатаных труб в результате калибрования, полученное путем исследования калиброванных труб с помощью профилографа-профилометра.

6. Показатели точности диаметра внутреннего канала НКТ при калибровании на два размера

Показатель	1-й диапазон размеров		2-й диапазон размеров	
	до калибрования	после калибрования	до калибрования	после калибрования
Внутренний диаметр НКТ, мм:				
$d_{вн\,max}$	62,4	62,77	63,9	64,44
$d_{вн\,min}$	60,4	62,43	62,5	63,89
Диапазон разброса значений, мм	2	0,34	1,4	0,55
Среднее значение внутреннего диаметра $\overline{d_{вн}}$, мм	61,6	62,56	63,20	64,08
Среднеквадратическое отклонение S, мм	0,8367	0,1581	0,6261	0,2035
Показатель точности $\frac{S}{\overline{d_{вн}}}$, %	1,3582	0,2527	0,9907	0,3176
Коэффициент повышения точности внутреннего канала НКТ	5,37		3,12	
Параметр шероховатости поверхности Ra, мкм	1,5...2	0,6...0,8	1,5...2	0,6...0,8

Заключение. Предложено техническое решение повышения точности и качества внутренней поверхности горячекатаных труб конструкционного назначения путем раздачи на конической оправке. Рассмотрен вариант калибрования НКТ на один и два размера для получения большей точности.

В целях объективной оценки повышения точности труб после калибрования предложен показатель точности и методика его расчета. Отмечено повышение точности в 3 раза для обоих рассмотренных вариантов.

Результаты исследований показали, что за счет введения операции калибрования на оправке возможно значительно повысить точность внутреннего канала горячекатаных труб, а также качество поверхности и обеспечить отрицательные значения продольных остаточных напряжений на внутренней поверхности, что будет способствовать повышению коррозионной стойкости труб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2344266 РФ, МПК E21B17/01, B32B1/08, F16L9/18, B23K20/16, B21C37/06.** Способ изготовления насосно-компрессорных труб / Н.А. Богатов. № 2007114162/02, заявл. 17.04.2007; опубл. 20.09.2007.

2. **Analytical** model for the expansion of tubes under tension / A. Karrech, A. Seibi // Journal of Materials Processing Technology. 2010. P. 356—362.

3. **Механическая** схема деформации трубчатой заготовки в процессе дорнования отверстия / А.Н. Исаев // Кузнечно-штамповочное производство. 2001. № 4. С. 6—11.

4. **Energy** absorption of expansion tubes using a conical—cylindrical die: Experiments and numerical simulation / Jialing Yang, Min Luo, Yunlong Hua, Guoxing Lu // International Journal of Mechanical Sciences. 2010. P. 716—725.

Александр Александрович Богатов, д-р техн. наук
omd@urfu.ru;
Денис Ринатович Салихянов

УДК 621.98:539.376

В.Н. Чудин *(Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ))*,
Я.А. Соболев (*Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))*,
А.А. Пасынков *(Тульский государственный университет)*

Изотермическая осесимметричная осадка в условиях вязкопластичности материала

Предложены соотношения для расчета технологических параметров изотермической осадки при осесимметричной деформации. Материал принят вязкопластичным. Использован энергетический метод применительно к разрывному полю скоростей перемещений. Приведены расчетные результаты.

Ключевые слова: вязкость; ползучесть; поле скоростей; линии разрыва; мощность; давление; напряжение; сплошность.

Relations for calculation of technological parameters of isothermal upsetting due to the axisymmetric deformation are offered. Material is received viscoplastic. Energy method with reference to discontinuous velocity field of displacement is used. The calculated results are presented.

Keywords: viscosity; creep; velocity field; lines of divide; power; pressure; tension; continuity.

Операцию изотермической осадки на гидропрессовом оборудовании применяют при обработке давлением высокопрочных сплавов. При этом силовые и деформационные параметры обработки зависят от скоростного режима, так как упрочнение материала сопровождается разупрочнением в связи с его ползучестью. Кроме того, в процессе обработки нарастает повреждаемость материала, что влияет на

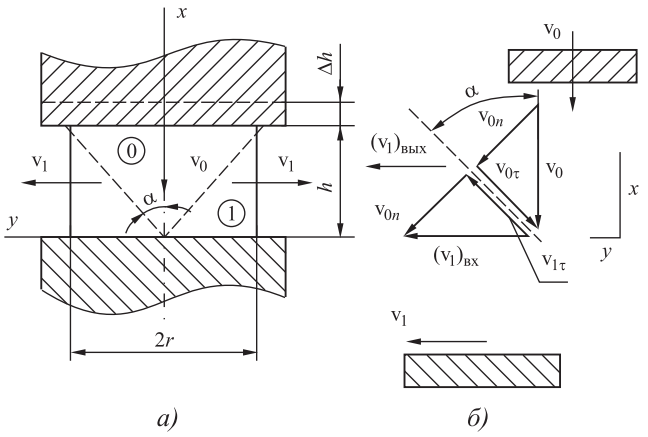


Рис. 1. Схема осадки цилиндра, поле (*а*) и план скоростей (*б*)

качество изделия. Данные факторы необходимо рассчитывать на стадии подготовки производства.

Механическое состояние горячего деформируемого материала является вязкопластичным. Этому соответствует уравнение [1]

$$\sigma_э = A\varepsilon_э^m \xi_э^n, \qquad (1)$$

где $\sigma_э$, $\varepsilon_э$, $\xi_э$ — эквивалентные напряжение, деформация и скорость деформаций соответственно;

A, m, n — константы материала.

Частные варианты уравнения (1) соответствуют состояниям жесткопластичности с упрочнением ($n = 0$) или ползучести ($m = 0$).

Расчетная схема осадки показана на рис. 1, *а*. Для расчета процесса осадки будем использовать энергетическую верхнеграничную теорему пластичности применительно к разрывным полям скоростей перемещений [1].

Рассмотрим осадку цилиндрической заготовки при осевой симметрии. Поле скоростей перемещений показано на рисунке схемы осадки. Оно состоит из блока деформаций "1" и жесткого блока "0". Блоки разделены конической поверхностью разрыва скорости и ограничены поверхностями инструмента и боковой поверхностью заготовки.

Уравнения образующих поверхностей разрыва скорости между блоками и боковой поверхностью заготовки обозначены y_1, y_2 соответственно. Скорости перемещений указаны на схеме. В соответствии с условием сплошности разрывы происходят только в касательных составляющих скоростей. Нормальные составляющие непрерывны. Деформации имеют место в блоке деформаций и на поверхностях разрыва скорости, в том числе на контактной границе трения.

Запишем кинематические соотношения для поля скоростей, исходя из условия несжимаемости и плана скоростей (рис. 1, *б*). Имеем

$$v_0 = \frac{\Delta h}{t};\ (v_1)_{вх} = v_0 \mathrm{tg}\alpha;\ (v_1)_{вых} = v_0 \frac{r}{2h}, \qquad (2)$$

где v_0, $(v_1)_{вх}$, $(v_1)_{вых}$ — скорость жесткого блока и скорости на входе в блок деформаций и выходе из него соответственно;

Δh — ход плиты штампа;

t — время;

r — конечный размер заготовки;

$$v_{0\tau} = v_0 \cos\alpha;\ v_{0n} = v_0 \sin\alpha, \qquad (3)$$

где $v_{0\tau}$, v_{0n} — касательная и нормальная составляющие скорости на поверхности разрыва соответственно;

$$v_\tau = v_{0\tau} + v_{1\tau} = v_0(1 + \mathrm{tg}^2\alpha)\cos\alpha, \qquad (4)$$

где v_τ — полная касательная скорость на этой поверхности.

Скорость движения точек в блоке деформаций переменна. При граничных условиях

$$y_1 = \frac{r}{h}x;\ v_1 = (v_1)_{вх};$$

$$y_2 = r;\ v_1 = (v_1)_{вых}$$

ее можно выразить функцией

$$v_1 = v_0\left(1 + \frac{k(y-r)}{x-h}\right)\mathrm{tg}\alpha, \qquad (5)$$

где $k = \dfrac{h}{r} - \dfrac{1}{2\mathrm{tg}\alpha}$;

h — конечный размер заготовки;

x, y — координаты произвольной точки в блоке деформаций.

В блоке деформаций компоненты скорости деформаций запишем, используя функцию (5), следующими соотношениями:

$$\xi_x = 0;\ \xi_y = -\xi_\varphi = \frac{\partial v_1}{\partial y} = \frac{k v_0}{x-h}\mathrm{tg}\alpha;$$

$$\xi_{xy} = \frac{\partial v_1}{\partial x} = -\frac{(y-r)}{x-h}\xi y.$$

В этом случае эквивалентную скорость деформаций, деформацию и напряжение выразим как

$$\xi_э = \frac{1}{\sqrt{3}}\sqrt{4\xi_y^2 + \xi_{xy}^2} = \\ = \frac{k\mathrm{v}_0 tg\alpha}{\sqrt{3}(x-h)}\left[4 + \left(\frac{(y-r)}{x-h}\right)^2\right]^{1/2}; \quad (6)$$

$$\varepsilon_э = \xi_э t; \quad (7)$$

$$\sigma_э = A\xi_э^{m+n} t^m. \quad (8)$$

Мощность деформаций в объеме этого блока при использовании выражений (6) и (8) получит вид

$$N_1 = \int_w \sigma_э \xi_э dw = \frac{2\pi A r^2 h}{3t^{1+n}}\left(\frac{k\Delta h \operatorname{tg}\alpha}{\sqrt{3}}\right)^{1+m+n} \times \\ \times \int_0^h \left\{\frac{1}{x-h}\left[4 + \left(\frac{y-r}{x-h}\right)^2\right]^{1/2}\right\}^{1+m+n} dydx. \quad (9)$$

На поверхности разрыва скорости эквивалентные деформация, скорость деформаций и напряжение выразим соотношениями

$$\varepsilon_э = \frac{\mathrm{v}_{1\tau}}{\sqrt{3}\mathrm{v}_{0n}} = \frac{1}{\sqrt{3}}\left(1 + \operatorname{tg}^2\alpha\right)\operatorname{ctg}\alpha; \ \xi_э = \varepsilon_э / t; \quad (10)$$

$$\tau = \frac{A}{\sqrt{3}t^n}\varepsilon_э^{m+n} = \\ = \frac{At^{-n}}{\left(\sqrt{3}\right)^{1+m+n}}\left[\left(1 + \operatorname{tg}^2\alpha\right)\operatorname{ctg}\alpha\right]^{m+n}, \quad (11)$$

что следует при использовании выражения (3) и уравнения (1).

Мощность на поверхности разрыва скорости $s_р$, учитывая соотношения (11) и (4), запишем в виде

$$N_р = \int_s \tau \mathrm{v}_\tau ds_р = \\ = \frac{2\pi A r^2 \Delta h}{t^{1+n}(\sin\alpha)^{m+n}}\left[\left(1 + \operatorname{tg}^2\alpha\right)\cos\alpha\right]^{1+m+n}. \quad (12)$$

Мощность трения на контактной поверхности заготовки $s_к$ установим, используя соотношения

$$\tau_{тр} = \mu q, \ \mathrm{v}_{тр} = \mathrm{v}_1 \text{ при } x = 0,$$

где q — давление осадки;

μ — коэффициент трения.

Получим, что

$$N_{тр} = \tau_{тр}\int_s \mathrm{v}_{тр} ds_к = \frac{\pi}{2}k\mu q r^2 \frac{\Delta h}{t}\operatorname{tg}\alpha. \quad (13)$$

Оценку давления операции сделаем исходя из экстремальной верхнеграничной теоремы пластичности [2]. В данном случае давление будет записано неравенством

$$q \leqslant \frac{2t}{\pi \Delta h r^2}\left(N_1 + N_р + N_{тр}\right). \quad (14)$$

Давление осадки, как следует из зависимости (14), определяется степенью деформирования и скоростью (длительностью) операции.

Отметим, что если заготовкой является брус, то процесс осадки необходимо рассматривать в условиях плоской деформации. При этом поле скоростей состоит из жестких блоков. Деформации происходят на линиях разрыва скоростей и границе трения. Давление осадки определяется неравенством

$$q \leqslant \frac{At^{-n}}{1 - \mu\dfrac{r}{h}}\left(\frac{2}{\sqrt{3}\sin 2\alpha}\right)^{1+m+n}. \quad (15)$$

В процессе деформирования материал заготовки теряет исходную сплошность (повреждается). Проведем оценку потери сплошности материала заготовки и связанные с этим критические режимы осадки. Используем уравнения состояния энергетической и деформационной теорий прочности [2, 3].

По энергетической теории при учете выражений (6), (8) получим, что сплошность в блоке деформаций определяется соотношением

$$\psi = 1 - \int_t \sigma_э \xi_э dt = 1 - \frac{A\xi_э^{1+m+n}}{A_{пр}(1+m)}t_k^{1+m}; \quad (16)$$

по деформационной теории

$$\psi = 1 - \frac{\varepsilon_э}{\varepsilon_{э.пр}} = \frac{\xi_э t_k}{\varepsilon_{э.пр}}, \quad (17)$$

где $A_{пр}$, $\varepsilon_{э.пр}$ — предельная удельная работа при разрушении и предельная эквивалентная деформация соответственно;

t_k— время осадки на величину Δh.

Сплошность можно вычислить приближенно, если принять, что при осадке справедливы соотношения

$$\varepsilon_э = \frac{p\Delta h t}{h t_k}; \ \xi_э = \frac{\varepsilon_э}{t};$$

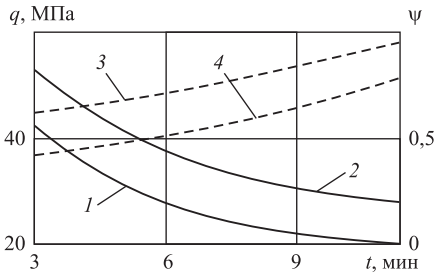


Рис. 2. График давления (*1*, *2*) и сплошности (*3*, *4*) для различных сплавов:
1, *3* — ВТ14; *2*, *4* — ВТ6С

$$\varepsilon_э = A\left(\frac{p\Delta h}{ht_k}\right)^{m+n} t^m,$$

где $p = 1$ для осесимметричной осадки и $p = \frac{2}{\sqrt{3}}$ для плоской осадки.

По уравнениям энергетической и деформационной теорий получим, учитывая эти выражения, соответственно

$$\psi = 1 - \frac{A}{A_{пр}}\left(\frac{p\Delta h}{h}\right)^{1+m+n} \frac{t_k^{-n}}{1+m}; \qquad (18)$$

$$\psi = 1 - \frac{p\Delta h}{h\varepsilon_{э.пр}}. \qquad (19)$$

Зависимости (16) и (17) определяют конечную сплошность материала в блоке деформаций для любой точки с координатами *x*, *y*. Зависимости (18) и (19) дают осредненную оценку сплошности. Критические режимы по степени деформации и длительности (скорости) операции следуют из зависимостей (16)—(19) при условии $\Psi = 0$.

Расчетные графики давления и сплошности материалов в зависимости от конечного времени операции приведены на рис. 2.

Заготовки из титановых сплавов ВТ14 при 850 °С и ВТ6С при 900 °С имели размеры $h/2r = 0{,}75$; $\Delta h/h = 0{,}35$. Эквивалентная деформация составила $\varepsilon_э = 0{,}285$. Коэффициент трения принят $\mu = 0{,}1$. Константы материалов приведены в работах [2, 3].

Из расчетов и графиков следует, что давление операции может быть значительно уменьшено при увеличении длительности осадки. Сплошность данных материалов подчиняется энергетической теории ползучести и прочности. Она уменьшается при нарастании деформации, причем более интенсивно при меньшем времени операции. Технологические данные по осадке приведены в работе [3].

Выводы

1. Параметры горячей осадки, в том числе степень формоизменения, давление зависят от времени (длительности) операции и определяют качество изделия.

2. Давление операции при прочих равных условиях уменьшается при увеличении времени деформирования. При этом может быть увеличена степень деформации заготовки.

3. Исходная сплошность материала заготовок падает в процессе деформирования. Увеличение времени осадки способствует большему сохранению сплошности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: УПИ, 2001. 836 с.

2. **Романов К.И.** Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.

3. **Изотермическое** деформирование высокопрочных анизотропных материалов / С.П. Яковлев и др. М.: Машиностроение, 2003. 427 с.

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук,
vladimir-chudin@yandex.ru;
Яков Алексеевич Соболев, д-р техн. наук;
Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук

УДК 621.7

М.А. Петров, Т.С. Басюк [*], А.Н. Петров, Ю.Г. Калпин, П.А. Петров
(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ),
[*]ООО "НПП Автотехнология — МАМИ")

Определение зависимости качества поковки от температуры вспышки смазочного вещества и температуры пуансона на примере горячей изотермической штамповки поршня двигателя внутреннего сгорания из алюминиевого сплава

Рассмотрена методика определения зависимости между физической (температура вспышки смазочного вещества $T_{всп}$) и субъективной (качество детали) величиной для процесса горячей изотермической штамповки. Исследовано изменение температуры на рабочей поверхности пуансона при изготовлении мелких серий детали "поршень" для двигателя внутреннего сгорания, построены диаграммы нормального распределения средних значений температур. Температура вспышки смазочного вещества (СВ) не может служить однозначным критерием для оценки качества детали, так как при применении СВ с высокой и низкой $T_{всп}$ можно получать качественные детали. В качестве дополнительного параметра следует учитывать состав СВ.

Ключевые слова: горячая изотермическая штамповка; температура вспышки смазочного вещества; алюминиевые сплавы; качество поковки; поршень.

It is made attemp to develop experimental methodic of physical (lubricant's flash point T_f) and subjective (forging quality) parameters coupling for hot isothermal forging operation. The temperature changes on the working punch surface are investigated for small batches of piston production applied in internal combustion engines and the diagrams of normal distributions for average temperature values are obtained. It is concluded that the value of T_f cannot be the unique criterion for forging quality assesment, because the quality forgings could be manufactured both at high and low T_f values. The chemical composition of the lubricant have to be taken into account as well.

Keywords: hot isotherm forging; lubricant's flash point; aluminium alloys; forging quality; piston.

Использование *смазочных веществ* (СВ) в процессах горячей и полугорячей объемной штамповки является неотъемлемой частью технологического процесса [1—6]. СВ представляют собой композицию на основе графита или на основе синтетических материалов в масляной, водной или другой среде.

Процесс образования смазочного слоя сводится к следующему. В идеальном случае при контакте с горячим инструментом основа любого СВ выгорает. Растворенный твердый остаток остается на рабочей поверхности инструмента и заполняет микронеровности на его поверхности (шероховатость), образуя равномерный слой пленки, которая уменьшает трение на контакте инструмент—заготовка, а также уменьшает вероятность развития механизма абразивного износа штампа.

Однако при слишком быстром выгорании основы твердый остаток будет неравномерно нанесен на гравюру ручья штампов, а при слишком медленном — между инструментом и заготовкой появится жидкий слой с растворенным в нем газом (условие гидродинамического трения с эффектом Лейденфроста), что приведет к повышению требуемой силы деформирования заготовки, незаполнению гравюры ручья штампа и образованию дефектов типа недоштамповка.

При применении водной основы водная составляющая испаряется за счет испарения, а при использовании маслянной основы — за счет горения. Поэтому СВ на масляной основе обладают большим временем для распространения диспергированных веществ по поверхности штампа, чем СВ с водной основой в ус-

ловиях горячей изотермической штамповки. Основным определяющим показателем для смазок на масляной основе являются температура вспышки и начала горения СВ.

Таким образом, создание СВ с контролируемыми тепловыми параметрами (температура вспышки, горения) является актуальной задачей. К варьируемым параметрам относятся: наносимый объем СВ, геометрия гравюры ручья штампа, размер частиц СВ (графит).

На практике при автоматизированном нанесении СВ задачу решают настройкой распылительной системы, например, выбором форсунок распылительного устройства с требуемым диаметром сопла. При ручном нанесении СВ все зависит от опыта штамповщика. Взаимосвязи между параметрами определяются эмпирическим путем, так как параметры имеют разную природу (физическую — объективную и технологическую — субъективную). Современные программы САПР, не реализующие алгоритм искуственного интеллекта, не способны решать такие задачи без предварительного программирования человеком.

Несмотря на многочисленные исследования по влиянию СВ, взаимосвязь физических параметров (например, температура вспышки) и качественных величин (например, получение бездефектной поковки) изучена недостаточно. Поэтому данная информация не может быть использована в качестве входных данных для численного исследования процесса по классической схеме или в программах с искуственным интеллектом [7, 8].

Целью работы является определение взаимосвязи температуры вспышки СВ (физический параметр материала) и качества получаемой поковки поршя двигателя внутреннего сгорания (субъективная мера качества продукта, устанавливаемая ТУ или ГОСТ), трехмерная модель которого приведена на рис. 1, в дальнейшем она может быть использована для создания обучаемых инструментов САПР.

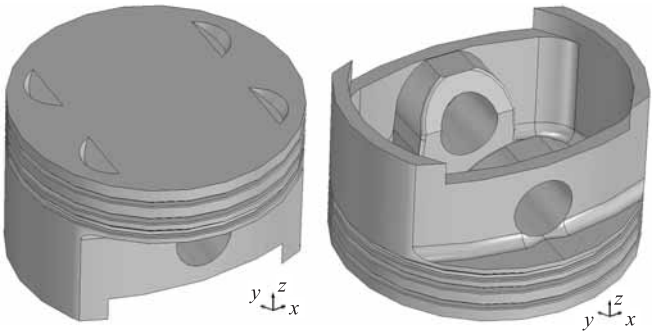


Рис. 1. 3D-модель поршня

В работах [1, 2] исследованы коллоидно-графитовые смазочные вещества и их применение в производственных условиях. На основании экспериментальных данных показано, что полученные методом осадки кольцевого образца коэффициенты трения соответствуют поведению СВ на маслянной основе в реальных условиях, а вычисленная калибровочная кривая может быть использована при численном моделировании горячей штамповки алюминиевых сплавов.

В [3] проведены анализ и разработка технологии прецизионной закрытой штамповки деталей с учетом параметров процесса, позволяющих снизить износ инструмента. К этим параметрам относятся: температура нагрева инструмента, скорость деформации, геометрия исходной заготовки, СВ и охлаждение инструмента, качество инструмента. Сделан вывод о том, что СВ должны обладать высокой температурой вспышки для того, чтобы она не теряла своих трибологических (смазочных) свойств и низкую теплопроводность для того, чтобы уменьшить интенсивность охлаждения заготовки и защитить инструмент от перегрева.

В работе [4] показано, что при полугорячей штамповке на заготовку предпочтительнее наносить графитную суспензию, а на инструмент — СВ на масляной основе без графита. В [5] проведены исследования по деформированию литой заготовки из алюминия, покрытой СВ на водной основе с графитом в изотермических условиях. По результатам исследования получены качественные штамповки. В работе [6] показано, что в испытании по определению коэффициента трения наиболее важным является размер частиц графита, а не толщина смазочного слоя, при проведении горячей штамповки сталей.

Экспериментальная часть. Оценку исследуемой зависимости проводили по трем сериям. В первой серии применяли четыре смазочных вещества на масляной основе в соответствии с табл. 1. Две другие серии проводили для набора статистических данных по колебанию температуры на рабочей поверхности пуансона при штамповке. Маркировка образцов приводится в виде хх-х. Первая цифра обозначает порядковый номер образца, вторая цифра че-

1. Карта нанесения смазочных веществ на образцы первой серии и карта проведения испытаний

Карта нанесения СВ						Номер СВ	Номер серии		
1-1, 2	2-1, 2	3-2	4-2	5-1	6-1		1	2	3
7-1	8-1	9-1	10-1, 3	11-1, 3	12-3	1	+	+	+
13-3	14-1	15-1	16-1	17-1	18-1	2	+	–	–
19-1	20-1	21-1	22-1	23-1, 4	24-1, 4	3	+	–	–
25-1	26-1	27-1	28-1	...	41-1	4	+	–	–

2. Химический состав, % мас., алюминиевого сплава АК12Д по ОСТ 92014—90

Al	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Si
Основа	1,5...3	0,8...1,3	0,3...0,6	0,5	0,7	11...13
Ni	Ti	Cr	B	Sn	Pb	Примеси
0,8...1,3	0,05...0,2	0,2	0,005	0,02	0,1	0,1

рез дефис — номер СВ. Две цифры после дефиса означают совместное (комбинированое) применение СВ. Комбинирование СВ означало, что пуансон и матрица полностью покрываются одним из них.

Материалы. Деталь "поршень" для двигателя внутреннего сгорания изготовляют из высокопрочного деформируемого алюминиевого сплава марки АК12Д с высоким содержанием кремния [9, 10]. По сравнению с литыми кованые поршни легче на 5...10 % и при этом обладают повышенной в среднем в 5—6 раз термоциклической прочностью, а твердость единиц выше на 40...50 НВ. Их форма оптимальна для форсированных двигателей, в которых требуется высокая стойкость материала к прогоранию.

Химический состав АК12Д (табл. 2) совпадает с его литейным аналогом АК12, однако обладает большей плотностью, достигнутой прессованием прутка из литейного сплава. Данный сплав отличается повышенной деформационной способностью и жаростойкостью. Поршни из такого материала можно устанавливать на гоночные автомобили и мотоциклы.

Определение температуры вспышки. Температуру вспышки определяли по методу открытого тигля на приборе Лабтех ТВО (аналог аппарата Кливленда). Этот тест проводят для продуктов нефтепереработки по ГОСТ 4333—87 и ИСО 2592:2000, а также материалов на масляной или водной основе.

При испытании определенный объем исследуемого смазочного вещества, находящегося в открытой емкости, без защитной атмосферы нагревается до температуры активного испарения основы и растворенных в ней веществ, при этом через определенные промежутки времени поверхность исследуемого материала поджигается. Температурой вспышки $T_{всп}$ при этом считается температура первичного кратковременного появления пламени. Температуру определяли с помощью термопары погружного типа (тип К).

Компьютерное моделирование. Моделирование производственного процесса осуществляли в программе QForm v.7 методом конечных элементов для геометрии поршня первой серии, состоящей из трех последовательных операций, для алюминиевого деформируемого сплава АК8 (ГОСТ 4784—97). Сравнение физических свойств материалов АК12Д (материал экспериментальных штамповок) и АК8 (материал виртуальных штамповок) приведено в табл. 3.

3. Физические свойства исследуемых материалов

Параметр	АК8	АК12Д
Физические параметры (индивидуальные)		
Удельная теплоемкость при 100 °С, Дж/(кг·К)	838	838
Теплопроводность при 20 °С, Вт/(м·К)	160	150
Плотность, кг/м^3	2800	2650
Коэффициент температурного расширения при 20 °С, 10^{-6} 1/К	22,5	21,1
Физические параметры (для уравнения теплового баланса)		
Степень черноты	0,6	
Коэффициент теплоотдачи, Вт/(м^2·К)	30	

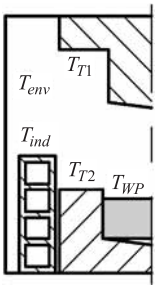


Рис. 2. Исходные данные по температуре ($T_{T2} = T_{WP}$; T_{env} = 80 °С)

Исходная температура заготовки T_{WP} была принята равной температуре матрицы T_{T2}. Величина T_{T2} принята постоянной на протяжении всего процесса (рис. 2). С учетом общего времени охлаждения $t_{з.в}$ исходной заготовки и пуансона на воздухе t_1 и в инструменте t_2 между 1—2-й и 2—3-й операциями составляло 10 с (формула "5 + 5", где 5 с — остывание штампового инструмента и 5 с — охлаждение заготовки в штампе).

Температура окружающей среды в зоне штампового пространства T_{env} принята постоянной и составляла 80 °С, причем данные по температуре пуансона T_{T1} наследовались каждой операцией: конечная температура с предыдущей операцией использовалась в качестве входной величины в следующей операции.

Проведение горячей изотермической штамповки. Штамповку поршня изготовляли по технологии горячей изотермической штамповки в следующем порядке. Заготовку нагревали в электрической печи сопротивления до температуры 495 °С. Далее на зеркало матрицы и рабочую поверхность пуансона ручным способом наносили СВ. Деформирование заготовки осуществляли на гидравлическом прессе с характеристиками, представленными в табл. 4. Заготовку центрировали по внутреннему диаметру матрицы, соответствующей внешней кольцевой поверхности юбочной части поршня, и проводили ее деформирование. После завершения рабочего хода заготовка извлекалась из матрицы нижним выталкивателем.

4. Технические характеристики оборудования

Параметр	Значение
Гидравлический пресс	
Номинальная сила, кН	2500
Максимальный ход траверсы пресса, мм	650
Скорость деформирования, мм/с	2,5
Индуктор	
Мощность индуктора, кВт	15
Температура внутри индуктора, °С	495
Оптический пирометр	
Диапазон измерений, °С	−28...+535
Диапазон ИК-волн, мкм	5...14
Коэффициент эмиссии (постоянный)	0,95
Время установления, мс	500

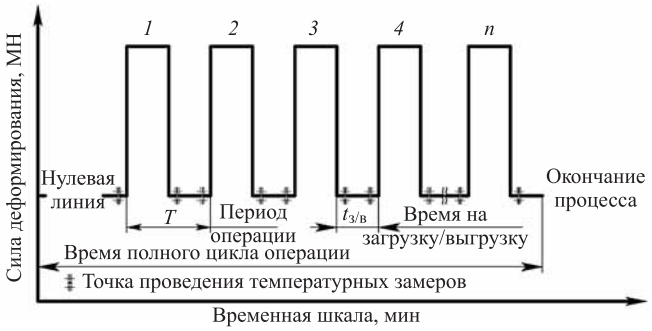


Рис. 3. Диаграмма процесса штамповки с указанием точек замера температуры

Температуру на пуансоне контролировали бесконтактным способом с помощью оптического пирометра (см. табл. 4). Пирометр располагался на расстоянии 0,5...0,7 м от поверхности пуансона, которое гарантировало относительную погрешность измерения (по паспорту прибора) не выше 5 %. Замеры проводили в момент времени, когда пуансон находился в крайнем исходном положении пресса, до и после проведения деформации заготовки (рис. 3).

Штамповку проводили тремя мелкими сериями по 40...50 (±2) поковок, в каждой из которых штамповался определенный типоразмер поршня, влияющий на размер исходной заготовки (табл. 5).

Полученные поковки очищали от масла и окалины в специальной ванне и контролировали степень очистки заготовки поршня от остатков СВ. После промывки осуществляли промежуточный контроль геометрических

5. Размеры исходной цилиндрической заготовки

Параметр	Номер серии		
	1	2	3
D/H, мм	97/43	80/100	80/75
V_i, мм^3	317 761,89	502 654,82	376 991,12
$n = V_i/V_1$	1	1,58	1,19

Обозначения: D — исходный диаметр заготовки; H — исходная высота заготовки; V_i — объем заготовки с порядковым номером i; n — коэффициент, показывающий изменение объема i-й заготовки по сравнению с объемом первой заготовки.

размеров. Годные заготовки поршней обрабатывали механически и проводили окончательный контроль геометрических размеров поршня на координатно-измерительной машине.

Далее осуществляли термическую обработку по режиму Т6 и контроль твердости. Заготовка считалась бракованной в случае, если на ней оставались остатки СВ после промывки, либо твердость материала не соответствовала установленному ТУ после термической обработки.

При проведении изотермической штамповки интервал штамповки выбирали таким образом, чтобы выполнялось уравнение теплового баланса:

$$Q_н + Q_{п.д} = Q_т + Q_к + Q_и, \qquad (1)$$

где $Q_н$ — количество теплоты, полученное заготовкой в результате нагрева внешним источником темпла; $Q_{п.д}$ — количество теплоты, выделившееся в результате пластической деформации (эффект Джоуля—Томпсона); $Q_т$ — количество теплоты, расходуемое на теплообмен теплопроводностью; $Q_к$ — количество теплоты, расходуемое на конвективный теплообмен; $Q_и$ — количество теплоты, расходуемое на теплообмен излучением.

Такой подход позволил отказаться от необходимости установки дорогостоящих устройств с автоматической системой контроля и регулировки температуры, более актуальных для среднего и крупносерийного производств с автоматизированными линиями, а не мелкосерийного производства.

Результаты. Результаты исследований разделены на три группы, объединение которых происходит на основании статистического исследования распределения температур на рабочей поверхности пуансона. Увеличение $T_{всп}$ смазочного вещества приводит к увеличению количества отдаваемой им теплоты, так как в этом случае СВ требует большей внешней энергии активации для перехода основы СВ в газообразное состояние, а входящих ингредиентов СВ — в зольное состояние.

Данный эффект может препятствовать уменьшению температуры на рабочей поверхности пуансона в тот момент, когда он располагается в крайнем исходном положении и находится в активном конвективном теплообмене с окружающей средой. Однако при практической реализации наблюдали неконтролируемое кратковременное резкое изменение температуры на рабочей поверхности пуансона, что, возможно, является результатом неравномерности нанесения СВ на поверхность пуансона.

Измерение температуры на рабочей поверхности пуансона. Опытные серии показали, что при реализованном среднем темпе штамповки 1,65 мин (с учетом погрузки и выгрузки заготовки) интервал изменения температур является неоднозначным, так как наблюдаются скачки температуры, вызванные не только с моментом проведения замера (до или после штамповки), но и деформированным объемом материала, изменявшимся в зависимости от типоразмера поковки поршня. Общий температурный интервал для всех трех серий составляет 378...392 °С. Одной из причин этого может являться геометрическое различие поковок.

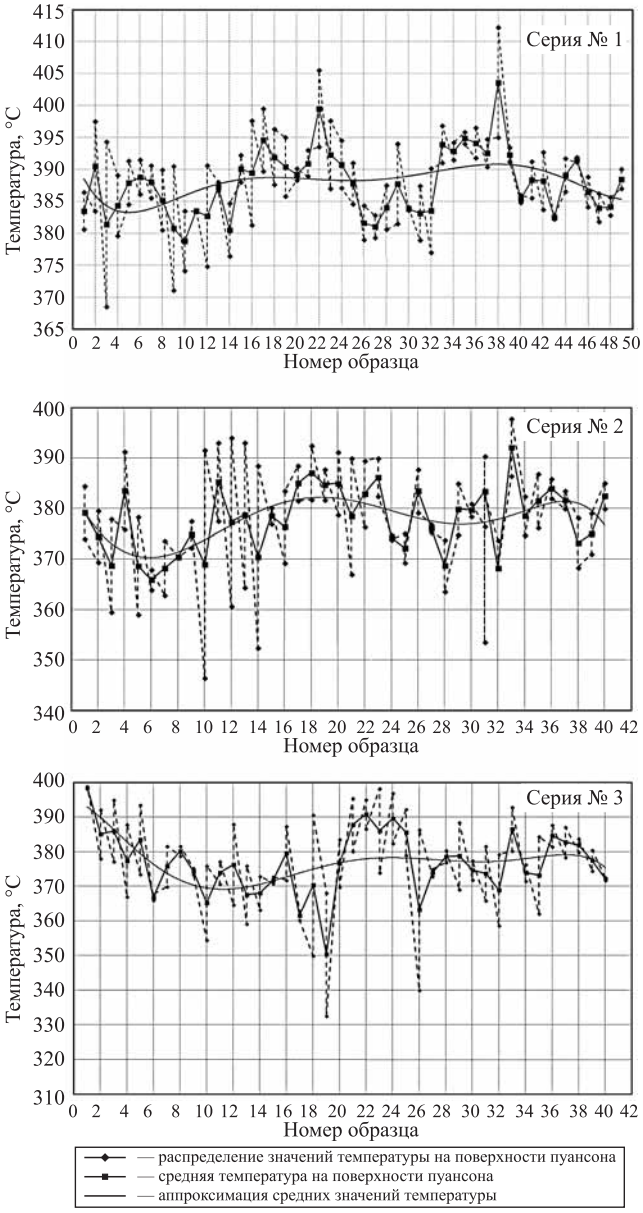


Рис. 4. Температурные поля на рабочих поверхностях пуансона, полученные после моделирования штамповки серии, состоящей из трех последовательных операций

6. Температурные интервалы колебания средних температур

Номер серии	Материал/номер СВ	Значения средних температур, °С		Температурный интервал штамповки, °С		$n = V_i/V_1$
		min	max	min	max	
1	АК12Д/1-4	378,8	403,6	350	485	1
2	АК12Д/1	366,0	392,2	350	485	1,58
3	АК12Д/1	350,4	398,6	350	485	1,19
4	АК12Д/1-4	315,1	357,4	350	485	0,96
5	АК12Д/1	380,7	410,5	350	485	0,96
6	1379П/1	383,7	405,3	380	485	1,14

7. Экспериментальные значения $T_{всп}$ исследованных СВ

Номер СВ	$T_{всп}$,°С
1	310
2	311
3	320
4	325

На рис. 4 показано распределение температур на рабочей поверхности пуансона до и после штамповки, среднее значение температуры и аппроксимационная зависимость шестого порядка для средних значений температур.

В табл. 6 представлены результаты замеров для шести мелких серий для алюминиевых сплавов АК12Д и 1379П*, для различных коэффициентов *n*.

Температура вспышки СВ. Для исследованных СВ были получены значения температур вспышки, приведенные в табл. 7. Несмотря на то что все СВ представляли собой композиции на основе масел, диспергированные в них вещества влияли на данный показатель. Область полученных значений составляла 310...325 °С, что на 80...100 °С ниже средних значений температур рабочей поверхности пуансона.

Компьютерное моделирование. Результаты моделирования показали, что окружающая среда охлаждает рабочую поверхность пуансона очень интенсивно при заданном значении $t_{з.в}$ = 10 с (рис. 5).

Полученные минимальные и максимальные значения образуют температурный интервал, который проходит выше чем тот, который был получен в эксперименте прямым оптическим пирометром. Такой результат может указывать

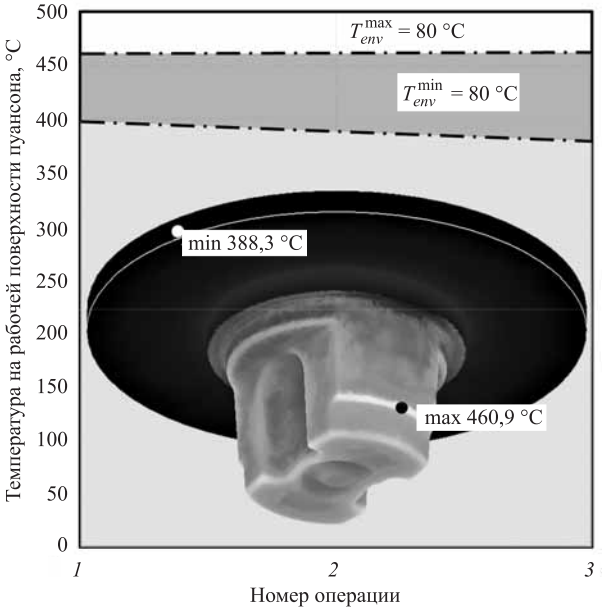


Рис. 5. Значение температур на рабочей поверхности пуансона

на то, что при моделировании был занижен коэффициент теплоотдачи, характеризующий конвективный теплообмен инструмента и заготовки с окружающей средой.

Выявление дефектных поковок. По результатам штамповки были выявлены бракованные детали (перечеркнутая ячейка в табл. 8) для образцов первой серии.

Как видно из рис. 6, *а* в местах внутренних приливов в некоторых поковках образовался дефект типа недоштамповки, что, возможно, было причиной активного образования газовой фазы из жидкой основы поршня, т.е. в результате образования газового кармана.

Одновременно с этим диспергированные активные вещества одного СВ остаются на поверхности поршня и образуют гальваническую пару (рис. 6, *б*). Полученные дефекты могут быть удалены только химическим травлением. Макроструктура "волокон" в поперечном сечении поковки поршня показывает плавное те-

* Алюминиевый сплав, полученный методом компактирования гранул с мелкозернистой структурой, близкой к наноструктуре, и последующего прессования. По сравнению с твердостью сплава АК12Д, получаемая твердость сплава 1379П в среднем больше на 25...35 НВ [10].

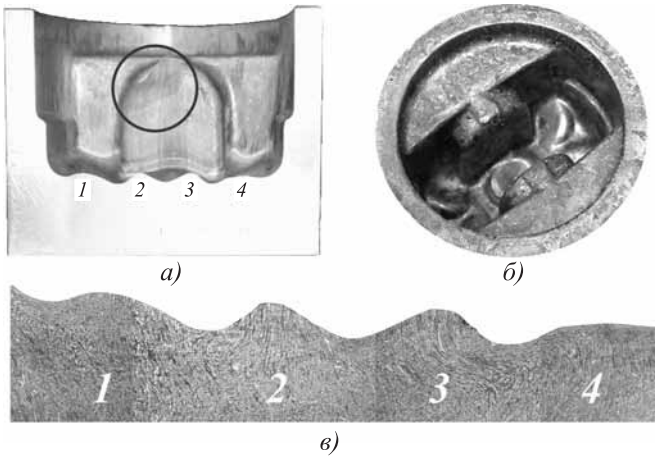


Рис. 6. Дефекты поковок поршней (*а*, *б*) и макроструктура центральной части поперечного сечения полученной штамповки (*в*, стереомикроскоп Olympus SZ40, ×40)

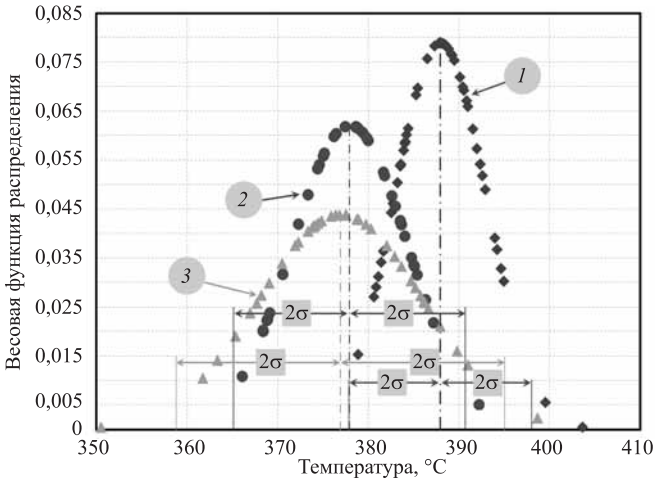


Рис. 7. Диаграммы нормального распределения температуры на рабочей поверхности пуансона для трех серий

8. Определение бракованных поковок по КНСВ (серия № 1)

1-1, 2	2-1, 2	3-2	4-2	5-1	6-1
7-1	8-1	9-1	~~10-1, 3~~	11-1, 3	12-3
~~13-3~~	14-1	15-1	16-1	17-1	18-1
19-1	20-1	21-1	22-1	~~23-1, 4~~	~~24-1, 4~~
25-1	26-1	27-1	28-1	...	41-1

чение материала по всей внутренней поверхности центральной части поковки (рис. 6, *в*, составлен из четырех кадров).

Диаграммы нормального распределения Гаусса согласно уравнению:

$$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}}, \qquad (2)$$

где μ — математическое ожидание (определено как среднее значение от средних значений температур); σ — среднее квадратичное отклонение распределения; для первой серии μ = 387,92 и σ = 5,0456; для второй серии μ = 377,91 и σ = 6,4087; для третьей серии — μ = 376,91 и σ = 9,0635, показали, что при наложении стандарта "2σ", при котором доверительная область включает 95,4 % всех значений признака, происходит выпадение температур для первой серии, которые не соответствуют температурам, при которых были получены бракованные штамповки (рис. 7). Выпадение некоторых значений температур из доверительного интервала наблюдается также для серий № 2 и 3.

Для математического описания температурной кривой средних значений температур на рабочей поверхности пуансона, а также нормального распределения была использована аппроксимация полиномиальной функцией шестого порядка (табл. 9).

9. Сводная таблица полученных коэффициентов аппроксимирующих функций типа $y = Ax^6 + Bx^5 + Cx^4 + Dx^3 + Ex^2 + Fx + G$

Номер серии	Коэффициенты аппроксимирующего уравнения 6-го порядка (рис. 4)						
	A, 10^{-7}	B, 10^{-5}	C, 10^{-4}	D, 10^{-4}	E, 10^{-4}	F, 10^{-4}	G, 10^{-2}
1	2	−3	18	−546	7 848	−45 949	39 240
2	−5	5	−12	−56	5 458	−51 240	38 380
3	−10	10	−54	1062	−7 431	−14 686	39 511
Номер серии	Коэффициенты аппроксимирующего уравнения 6-го порядка (рис. 7)						
	A, 10^{-10}	B, 10^{-6}	C, 10^{-4}	D, 10^{-4}	E	F	G, 10^{6}
1	−200	40	−406	209 900	−6 100,5	945 443	−60
2	−80	20	−175	88 055	−2 494,9	376 938	−20
3	−5	1	−11	5 354	−150,92	22 673	−1

Заключение. Исследования показали, что использование данных по влиянию температуры вспышки на качество поковок носит реальный характер, поскольку отражает изменение температуры в зоне деформации, а следовательно, и температурный интервал штамповки.

В случае работы на неавтоматизированном участке и реализации невысокого темпа штамповки наблюдаются колебания температуры на рабочей поверхности пуансона. Большие колебания могут быть причиной активной фазы горения СВ с более высокой $T_{всп}$ (см. табл. 1, образцы 23 и 24 серии № 1). Из 10 штамповок поршней серии № 1 лишь 6 были бездефектными, а их твердость лежала в допустимых пределах и составляла (131 ± 2) НВ при стандартном интервале твердости сплава 125...135 НВ.

Значения температур, при которых были получены дефектные поковки (см. рис. 6, *а*, *б*), входили в допускаемый интервал "2σ", а некоторые бездефектные поковки ему не соответствовали. Оптимальная $T_{всп}$ составляла 310 °С.

Данное СВ было применено в последующем для сбора статистических данных по температуре пуансона. Появление дефектов поковок не всегда связано с резкими изменениями значений температур на рабочей поверхности пуансона и, соответственно, с $T_{всп}$ СВ. Некоторые дефекты связаны с химическими процессами, происходящими на контактной поверхности, например, в результате проникновения активного агента СВ внутрь поковки и образования гальванической пары.

С практической точки зрения, полученные аппроксимационные кривые средних значений температур на рабочей поверхности пуансона (см. рис. 4) и кривые нормального распределения (см. рис. 7), можно применять для создания системы автоматизированного контроля и управления температурным режимом нагрева заготовок и создания системы автоматического нагрева—охлаждения штампового инструмента для современной автоматизированной линии изотермической штамповки.

Также при проектировании технологической части с использованием средств компьютерного моделирования, задавая время охлаждения инструмента, можно правильно подобрать изменение температуры на инструменте и численно предположить решение уравнения (1).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Петров А.Н.** Научное обоснование выбора коллоидно-графитовых смазочных материалов и покрытий для горячей штамповки на прессах: дис. ... д-ра техн. наук. Москва, 2013. 288 с.
2. **Petrov A., Peatrov P., Petrov M.** Research into oil-based colloidal-graphite lubricants for forging of Al-based alloys, AIP Conference Proceedings 1353. 2011. P. 1818—1823.
3. **Gronostajski Z., Hawryluk M.** The main aspects of precision forging, Archive of civil and mechanical engineering. 2008. Vol. 8. Iss. 2. P. 39—55.
4. **Sheljaskow S.** Tool lubricating systems in warm forging, Journal of material processing technology. 2001. Vol. 113. Iss. 1—3. P. 16—21.
5. **Umezawa O., Takagi H., Sekiguchi T.** Novel process development with continuous casting and precise forging for Al-alloys to produce an engine piston / A. Cozzi, T. Ohji (Eds.) // Ceramic transactions. 2009. Vol. 207. P. 189—200.
6. **Daouben E., Dubois A., Dubar M.** Effects of lubricant and lubrication parameters on friction during hot steel forging. 2008. Vol. 1. P. 1223—1226.
7. **Dong W., Chen J.** 3D FEA simulation of 4A11 piston skirt isothermal forging process // Transactions of non-ferrous metal society of China. 2008. Vol. 18. P. 1196—1200.
8. **Srivastava S., Srivastava K., Sharma R.** Modelling of hot closed die forging of an automotive piston with ANN for intelligent manufacturing // Journal of scientific & industrial research. 2004. Vol. 63. P. 997—1005.
9. **Николаенко А.В., Калпин Ю.Г., Басюк Т.С. и др.** Комплексный подход к созданию и организации производства поршней дизельных двигателей из быстрозакристаллизованных заэвтектических силуминов // Известия Тульского государственного университета: технические науки. 2013. № 3. С. 603—617.
10. **Басюк Т.С., Бузинов В.Г., Поседко В.Н. и др.** Технология изготовления кованных поршней // Автомобильная промышленность. 2012. № 4. С. 29—31.

Михаил Александрович Петров, канд. техн. наук, petroffma@gmail.com;
Тимофей Семарович Басюк, канд. техн. наук;
Александр Николаевич Петров, д-р техн. наук;
Юлий Григорьевич Калпин, д-р техн. наук;
Павел Александрович Петров, канд. техн. наук

УДК 621.771

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

Решение вопроса продольной разнотолщинности полосы при планетарной прокатке

Приведено аналитическое обоснование конструкторского решения вопроса продольной разнотолщинности полосы при планетарной прокатке.

Ключевые слова: планетарная прокатка; продольная разнотолщинность полосы; критическая подача; длина калибрующего участка.

The analytical substantiation of design solution of the problem of longitudinal grow-back due to planetary rolling is presented.

Keywords: planetary rolling; longitudinal grow-back; critical supply of metal; length of calibration portion.

На станах с круговой орбитой движения рабочих валков после отрыва каждой пары валков, производящих деформацию, от металла в конце рабочего хода, на поверхности получаемой полосы остается неровность в виде волны, повторяющаяся после каждого цикла обжатия. В результате прокатанная полоса имеет на выходе продольную разнотолщинность в виде циклической волны ("гребешков") (рис. 1).

Устранение волны на поверхности металла требует, как правило, установки после планетарного стана для выпуска готовой продукции дополнительного прокатного оборудования для калибровки полосы, что требует дополнительных расходов, связанных с эксплуатацией и техническим обслуживанием этого агрегата. Для настройки такого дополнительного прокатного оборудования необходима информация о продольной разнотолщинности полосы, оцениваемой высотой гребешков $y_г$.

Известно, что высоту гребешков определяет угол выхода рабочего валка из контакта с металлом $\varphi_{вых}$ (рис. 2), так как рабочие валки, пройдя точку наибольшего сближения (центры обоих валков лежат на вертикали, проходящей через оси вращения сепараторов), начинают расходиться, продолжая деформировать полосу так, что контуры смещаемого объема металла все больше определяются радиусами внешней орбиты валков.

При дальнейшем их движении наступает момент, когда конфигурация смещаемого объема будет определяться только радиусами внешней орбиты, рабочие валки выходят из соприкосновения с металлом и угловая координата $\varphi_{вых}$ точки отрыва валка от металла определяет конечную разнотолщинность прокатываемой полосы $y_г$.

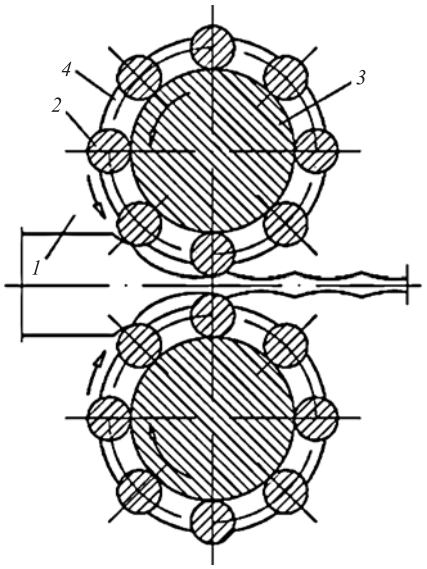


Рис. 1. Форма полосы, выходящей из планетарного стана:
1 — прокатываемая полоса; *2* — рабочий валок; *3* — опорный валок; *4* — сепаратор

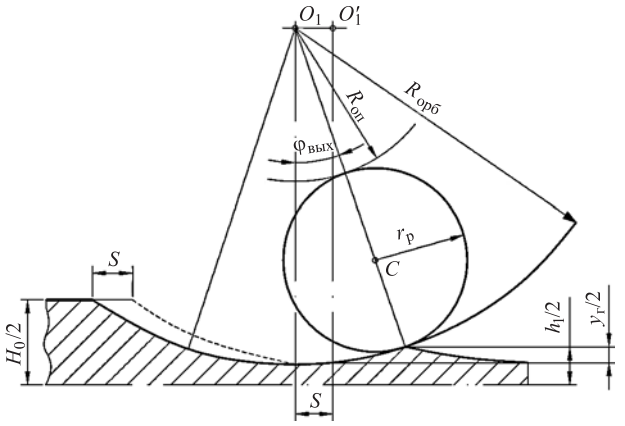


Рис. 2. К определению продольной разнотолщинности полосы при планетарной прокатке

При листовой планетарной прокатке угол выхода рабочего валка из контакта с металлом можно найти из уравнения:

$$H_0 S = 2R_{орб}\sin\varphi_{вых}\left[h_1 + R_{орб}\left(1-\cos\varphi_{вых}\right)\right], \quad (1)$$

где H_0 — начальная высота полосы; h_1 — конечная высота полосы; $R_{орб}$ — радиус наружной орбиты рабочего валка, $R_{орб} = R_{оп} + 2r_р$, где $R_{оп}$ — радиус опорного валка; $r_р$ — радиус рабочего валка; S — подача, при небольших подачах, когда $\frac{H_0 S}{h_1} < 50$; угол $\varphi_{вых}$ определяют по формуле

$$\varphi_{вых} = \frac{H_0 S}{2R_{орб}h_1}. \quad (2)$$

Если пренебречь упругой деформацией деталей рабочей клети планетарного стана (наличие массивного опорного валка в конструкции стана существенно уменьшает ее), высоту гребешков на прокатываемой полосе можно вычислить по формуле

$$\frac{y_г}{2} = R_{орб}\left(1-\cos\varphi_{вых}\right). \quad (3)$$

Анализируя формулы (1)—(3), можно отметить, что помимо конструктивных ($R_{орб}$) и технологических (H_0 и h_1) параметров процесса прокатки на планетарном стане, существенное влияние на высоту гребешков оказывает подача S. Несмотря на стремление для увеличения производительности планетарного стана повышать подачу и тем самым объем металла, смещаемого рабочим валком, даже при условии обеспечения запаса прочности деталей рабочей клети, существует предельное значение подачи, при котором обеспечивается кинематика процесса планетарной прокатки. Такой подачей, получившей название критической $S_{кр}$ (рис. 3), является подача, при которой в момент встречи рабочего валка с металлом расстояние от центра рабочего валка O_1 до точки касания рабочим валком металла A в направлении, перпендикулярном оси прокатки, равно радиусу рабочего валка $r_р$.

Критическую подачу определяют по формуле

$$S_{кр} = \sqrt{R_{орб}^2 - \left(L - \frac{H_0}{2}\right)^2} - \sqrt{R_{сеп}^2 - \left[\left(L - \frac{H_0}{2}\right) - r_р\right]^2}, \quad (4)$$

где L — расстояние от оси вращения сепаратора до оси прокатки; $R_{сеп}$ — радиус наружной орбиты сепаратора.

Практически для любого листового планетарного стана с круговой орбитой движения рабочих валков, используя его рабочий диапазон подач меньше критической, по зависимостям (1)—(4) можно рассчитать продольную разнотолщинность.

Так, например, для листового планетарного стана с кинематическими параметрами: $r_р$ = = 65 мм; $R_{оп}$ = 242,5 мм при прокатке полосы с H_0 = 26 мм на h_1 = 4 мм с подачей на валок S = 8 мм ($S_{кр}$ = 8,3 мм) угол выхода валка из контакта с металлом $\varphi_{вых}$ = 0,069 рад ($\varphi_{вых} \approx 4°$), продольная разнотолщинность (высота гребешка) $\frac{y_г}{2} = 0{,}89$ мм. Устранение разнотол-

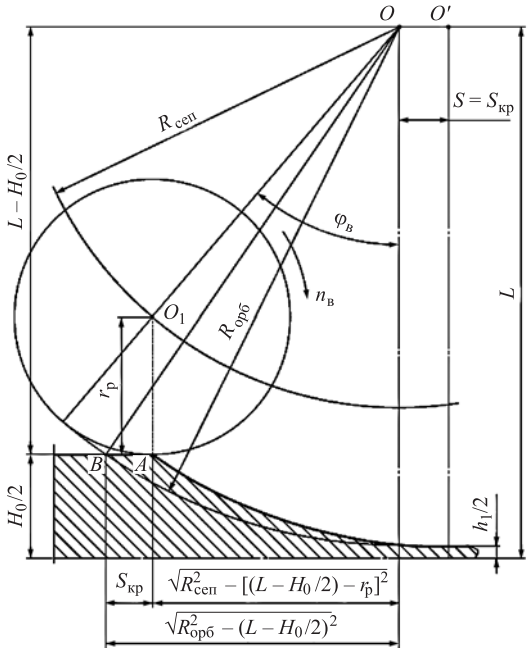


Рис. 3. К определению критической подачи $S_{кр}$

щинности может быть осуществлено с помощью дополнительной чистовой прокатной клети, установленной после планетарного стана, при обжатии в ней полосы со степенью деформации не менее 30 %.

Наряду с разработкой конструкций планетарных станов с круговой орбитой движения рабочих валков, специалистами в этой области предпринимали попытки внесения изменения в кинематику рабочей клети, направленные на обеспечение наличия в конце зоны деформации рабочим валком металла калибрующего участка. На этом участке рабочий валок, двигаясь параллельно оси прокатки, раскатывает имеющуюся перед ним волну металла, и полоса после отрыва от нее валка на выходе из стана имеет гладкую поверхность. Одним из таких агрегатов является стан Платцера, схема которого изображена на рис. 4.

На этом стане калибровка проката осуществляется за счет наличия на неподвижном опорном валке со стороны оси прокатки параллельного ей прямолинейного участка.

Другим типом планетарных станов, обеспечивающих большие обжатия с одновременной калибровкой проката, стали станы с подвижной осью вращения опорного валка (планетарно-эксцентриковые станы). Среди отечественных разработок известна конструкция полосового планетарно-эксцентрикового стана О.П. Соловьева (ВНИИМЕТМАШ), созданного для работы в составе литейно-прокатного агрегата [1]. Кинематическая схема, поясняющая работу стана, приведена на рис. 5.

Вокруг неподвижной оси O вращается сепаратор $OB = R_{сеп}$ (расстояние от оси вращения сепаратора до оси шарнирного узла B, с помощью которого сепаратор связан с корпусом рабочего валка) и эксцентрик $AO = e$ (эксцентриситет бочки опорного валка). Центр рабочего валка связан с сепаратором рычагом $BC = l$ (расстояние от шарнирного узла B до центра рабочего валка). Рабочий валок с радиусом $r_р$ опирается на опорный валок с радиусом $R_{оп}$. В результате имеем четырехзвенник $AOBC$ с постоянными сторонами AO, OB, BC и $AC = R_{оп} + r_р$ и одной неподвижной точкой O. Так как каждый рабочий валок (всего в каждом сепараторе этого стана размещено четыре валка) производит полный цикл обжатия металла, то эксцентрик AO делает полный оборот в 360° за время поворота сепаратора на угол, равный шагу рабочих валков (90°). Для обеспечения калибрующего участка в конце зоны деформации рабочим валком металла необходимо, чтобы в момент выхода его центра на

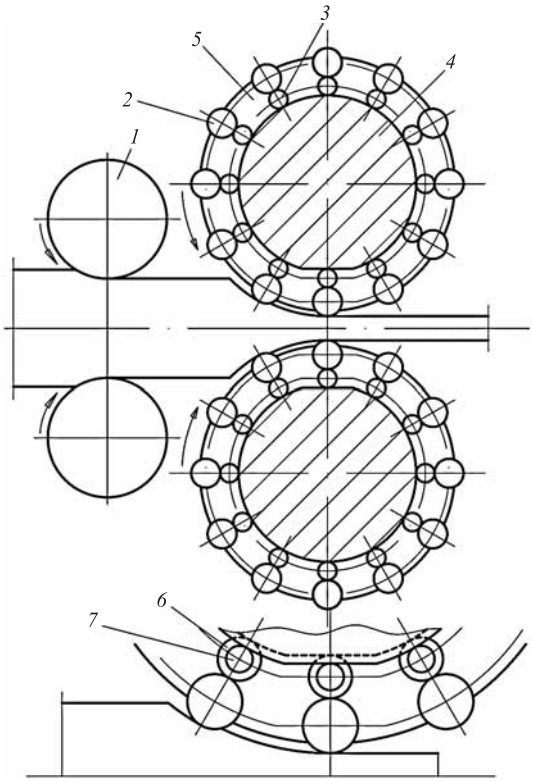


Рис. 4. Схема планетарного стана конструкции Платцера:

1 — подающий валок; *2* — рабочий валок; *3* — промежуточный валок; *4* — опорный валок (неподвижный); *5* — сепаратор; *6* — опорный ролик; *7* — несущий ролик

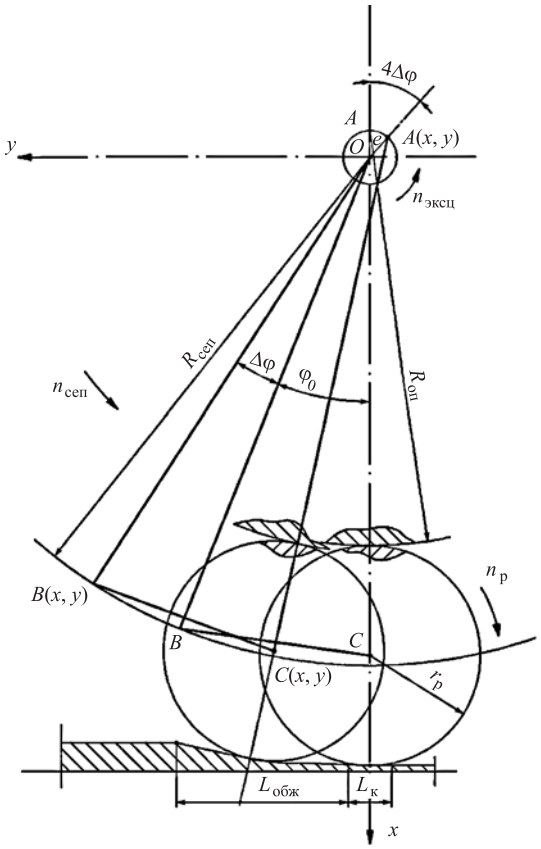


Рис. 5. Кинематическая схема планетарно-эксцентрикового стана

вертикальную ось, соединяющую центры вращения сепараторов, т. *A* эксцентрика также находилась на этой оси в положении, наиболее удаленном от оси прокатки. Очевидно, что траектория движения центра рабочего валка на планетарно-эксцентриковом стане отлична от круговой и для определения протяженности калибрующего и обжимного участков требует математического описания.

Используя методику, изложенную в [2], координаты центра рабочего валка планетарно-эксцентрикового стана в зависимости от углового положения сепаратора определяют по формулам:

$$x_C = \frac{AB}{A^2+1} + \sqrt{\left(\frac{AB}{A^2+1}\right)^2 - \frac{B^2-\left(R_{\text{оп}}+r_{\text{р}}\right)^2}{A^2+1}} - e\cos 4\Delta\varphi; \quad (5)$$

$$y_C = -A\left[\frac{AB}{A^2+1} + \sqrt{\left(\frac{AB}{A^2+1}\right)^2 - \frac{B^2-\left(R_{\text{оп}}+r_p\right)^2}{A^2+1}}\right] + B + e\sin 4\Delta\varphi, \quad (6)$$

где $A = \dfrac{x_A - x_B}{y_A - y_B}$;

$$B = \frac{-\left(x_A-x_B\right)^2-\left(y_A-y_B\right)^2}{2\left(y_A-y_B\right)} + \frac{l^2-\left(R_{\text{оп}}+r_{\text{р}}\right)^2}{2\left(y_A-y_B\right)};$$

$$x_A = -e\cos 4\Delta\varphi;\ x_B = R_{\text{сеп}}\cos\left(\varphi_0+\Delta\varphi\right);$$

$$y_A = -e\cdot\sin 4\Delta\varphi;\ y_B = -R_{\text{сеп}}\sin\left(\varphi_0+\Delta\varphi\right);$$

φ_0 — угол, определяющий начальное положение сепаратора *OB*, когда рабочий валок проходит вертикальную ось; $\Delta\varphi$ — угол поворота сепаратора от его начального положения (когда рабочий валок проходит вертикальную ось).

Представленные зависимости $x_C = f_1(\Delta\varphi)$, $y_C = f_2(\Delta\varphi)$ являются уравнениями траектории движения центра рабочего валка. Уравнения эквидистантной к этой траектории на обжимном и калибрующем участках конфигурации наружного контура прокатываемой полосы, полученной в результате деформации металла, произведенной рабочим валком, могут быть получены путем совместного решения уравнения окружности рабочего валка и нормали к траектории движения его центра.

Точка пересечения этой нормали с окружностью рабочего валка относительно металла является передней границей очага деформации

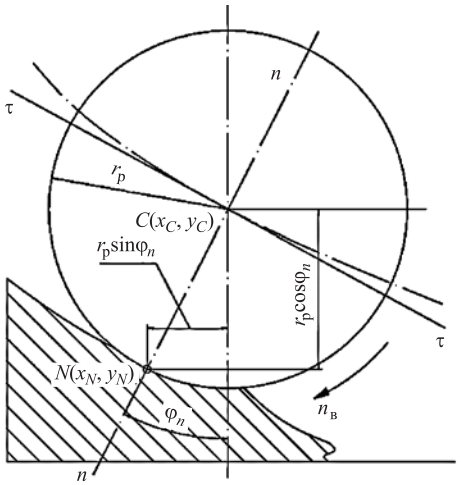


Рис. 6. К определению уравнения наружного контура зоны обжатия

(т. *N* на рис. 6). Поскольку в этой точке происходит отрыв рабочего валка от металла, совокупность таких точек при пробеге рабочим валком зоны обжатия определяет траекторию наружного контура прокатываемой полосы:

$$x_N = x_C + r_{\text{р}}\cos\varphi_n;\ x_N = x_C + r_{\text{р}}\frac{1}{\sqrt{1+m^2}}; \quad (7)$$

$$y_N = y_C + r_{\text{р}}\sin\varphi_n;\ y_N = y_C + r_{\text{р}}\frac{m}{\sqrt{1+m^2}}, \quad (8)$$

где $m = \operatorname{tg}\varphi_n = \dfrac{f_1'(\varphi)}{f_2'(\varphi)}$;

$$f_1' = \left(x_A\right)_\varphi' + p\left(y_A\right)_\varphi' - p\frac{q\left(y_B\right)_\varphi' - p\left(y_A\right)_\varphi' - \left(x_A\right)_\varphi' - \left(x_B\right)_\varphi'}{q-p}; \quad (9)$$

$$f_2' = \frac{q\left(y_B\right)_\varphi' - p\left(y_A\right)_\varphi' - \left(x_A\right)_\varphi' - \left(x_B\right)_\varphi'}{q-p}, \quad (10)$$

где $p = \dfrac{y_C - y_A}{x_C - x_A}$; $q = \dfrac{y_C - y_B}{x_C - x_B}$.

Рассчитанные по уравнениям (5)—(10) траектория движения центра рабочего валка в зоне обжатия и конфигурация наружного контура прокатываемого металла подтверждают наличие прямолинейного калибрующего участка. При значениях, представленных на рис. 5, кинематических параметров планетарно-эксцентрикового стана: $r_{\text{р}}$ = 65 мм; $R_{\text{оп}}$ = 242,5 мм; $R_{\text{сеп}}$ = 307 мм; $BC = l$ = 110 мм; e = 15 мм длина калибрующего участка, симметрично расположенного относительно вертикальной оси, проходящей через центры вращения сепараторов, составляет 39,96 мм.

Расчет критической подачи для планетарно-эксцентрикового стана (как это было сделано для планетарного стана с круговой орбитой движения рабочего валка) при известной конфигурации наружного контура прокатываемой полосы с размерами $H_0 = 26$ мм, $h_1 = 4$ мм дает значение 7,05 мм на валок.

При прокатке на планетарно-эксцентриковом стане после прохождения рабочего валка по обжимному участку по траектории, определяющей конфигурацию наружного контура деформируемой полосы (исходный контур), валок выходит на калибрующий участок, началу которого соответствует угловое положение сепаратора $\Delta\varphi = 3{,}1°$. В этот момент перед валком еще остается волна металла, ограниченная дугой окружности валка и дугой исходного контура, кривизну которой с минимальной степенью погрешности можно принять равной радиусу $R_{орб}$, проведенного из т. A_2, определяемой полным смещением исходного контура Δx_1.

Полное смещение исходного контура находится как

$$\Delta x_1 = s\frac{H_0}{h_1}. \qquad (11)$$

При перемещении рабочего валка по калибрующему участку из положения A_1 в положение A_2 на величину, равную смещению Δx_1, раскатываемый объем волны (при единичной ширине проката), определяемый площадью фигуры $F_{N_1D_1N_2}$ переходит в дополнительно смещаемый объем (рис. 7) [3]:

$$F_{N_2D_2N_3N_3'N_2'} = F_{N_2D_2N_3} + F_{N_2N_3N_3'N_2'}. \qquad (12)$$

Величину $F_{N_1D_1N_2}$ считаем равной площади $\Delta N_1D_1N_2$, $F_{N_2D_2N_3}$ — соответственно площади $\Delta N_2D_2N_3$, что с учетом величин $r_р$ и $R_{орб}$ допустимо.

С учетом принятых допущений равенство (12) принимает вид:

$$\frac{1}{2}\Delta x_1\frac{\Delta h_{x1}}{2} = \frac{1}{2}\Delta x_2\frac{\Delta h_{x2}}{2} + \frac{h_1}{2}\Delta x_2, \qquad (13)$$

где Δx_2 — дополнительное смещение исходного контура при движении рабочего валка по калибрующему участку;

$\frac{\Delta h_{x1}}{2}$ — высота гребня волны при выходе рабочего валка на калибрующий участок (на один валок);

$\frac{\Delta h_{x2}}{2}$ — высота гребня волны при перемещении рабочего валка по калибрующему участку на величину Δx_2.

Поскольку для случая, когда рабочие валки вышли на калибрующий участок:

$$\Delta x_1 = \sqrt{r_р\Delta h_{x1}} + \sqrt{R_{орб}\Delta h_{x1}}, \qquad (14)$$

величину $\frac{\Delta h_{x1}}{2}$ можно определить, как

$$\frac{\Delta h_{x1}}{2} = \frac{\Delta x_1^2}{2\left(\sqrt{r_р} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2}, \qquad (15)$$

по аналогии:

$$\frac{\Delta h_{x2}}{2} = \frac{\Delta x_2^2}{2\left(\sqrt{r_р} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2}. \qquad (16)$$

Окончательно после подстановки (15) и (16) в равенство (13) имеем:

$$\Delta x_2^3 + 2h_1\left(\sqrt{r_р} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2\Delta x_2 - \Delta x_1^3 = 0, \qquad (17)$$

откуда находим величину дополнительного смещения исходного контура Δx_2

$$\Delta x_2 = \sqrt[3]{R_1} - \sqrt[3]{R_2}, \qquad (18)$$

где $R_1 = \frac{q}{2} + \sqrt{\frac{q^2}{4} + \frac{p^3}{27}}$; $R_2 = \frac{q}{2} + \sqrt{\frac{q^2}{4} + \frac{p^3}{27}}$;

$$q = \Delta x_1^3;\ p = h_1\left(\sqrt{r_р} + \sqrt{R_{орб}}\right)^2.$$

Если после перемещения рабочего валка по участку калибровки на величину Δx_2 перед валком еще имеется волна металла, расчет Δx_3, $\frac{\Delta h_{x3}}{2}$ для положения валка, соответствующего A_3, повторяется аналогично до момента, когда величина $\frac{\Delta h_{xn}}{2}$ станет меньше допуска на разнотолщинность проката по его длине. Для этого его положения вычисляют полное суммарное смещение исходного контура, определяющее точную длину участка калибровки, достаточную для получения проката с гладкой поверхностью:

$$\sum\Delta x_n = \Delta x_1 + \Delta x_2 + \Delta x_3 + \ldots + \Delta x_n. \qquad (19)$$

Таким образом, используя зависимости (11)—(19), для планетарно-эксцентрикового стана можно определить длину участка калибровки, необходимого для получения на выходе полосы с продольной разнотолщинностью в пределах допуска на готовую продукцию в диапазоне применяемых подач от минимальной до критической.

Поскольку длина калибрующего участка планетарно-эксцентрикового стана рассматриваемой конструкции определяется, как следует

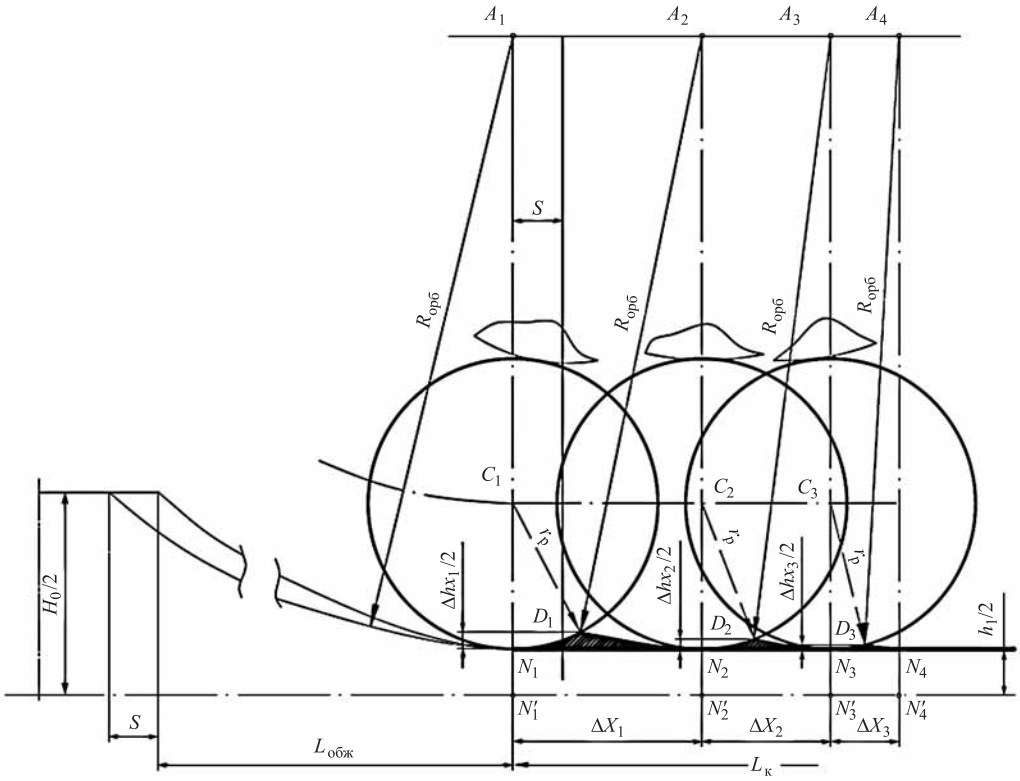


Рис. 7. К определению длины калибрующего участка планетарно-эксцентрикового стана

из (5)—(10), его кинематическими параметрами, возможно определить диапазон рабочих подач, при которых для заданной протяженности калибрующего участка полоса будет выходить из стана с продольной разнотолщинностью в пределах допуска на готовую продукцию.

Расчеты показали, что при длине калибрующего участка 39,96 мм, диапазон рабочих подач составляет 2,5...5,0 мм/валок. Следует отметить, что расчеты вели для режимов работы стана, близких к предельным ($\lambda = H_0/h_1 = 6{,}5$, что соответствует суммарной истинной деформации $\varepsilon = \ln(H_0/h_1) = 1{,}87$); при меньших степенях деформации смещаемый объем будет меньше и требующийся участок калибровки может быть более коротким.

Анализ траектории наружной орбиты рабочего валка показал, что на границах калибрующего участка координата точки передней границы очага деформации отличается от соответствующей координаты в его середине до 0,1 мм (заложено в кинематику стана); очевидно, что чем меньше потребная длина участка калибровки, тем меньше разница в значениях этих координат и полоса на выходе имеет более гладкую поверхность. Для случаев, когда (в силу технологических факторов) необходимо использовать всю длину калибрующего участка, доводка поверхности полосы осуществляется тянущими роликами, установленными в станине прокатной клети с выходной стороны, которые разглаживают микронеровности на ее поверхности.

Все расчеты вели с помощью программы Mathcad 15 и графически проверяли с использованием САПР Autodesk AutoCAD 2015.

Таким образом, предложенная методика расчета необходимой длины участка калибровки полосы при прокатке на планетарно-эксцентриковом стане, позволяет уточнить диапазон подач металла в рабочую клеть, при которых гарантировано получение готового продукта в пределах допуска на его продольную разнотолщинность. Представленные результаты могут быть использованы в инженерных расчетах при исследовании и конструировании оборудования в области периодической прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тонкослябовые** литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос: учеб. пособие / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 506 с.

2. **Арюлин С.Б., Евстропов Г.Е., Зуев И.Г.** Повышение надежности объединения процесса непрерывного литья и прокатки // Тр. Всероссийской науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения академика А.И. Целикова. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 439 с.

3. **Арюлин С.Б.** Определение длины калибрующего участка на стане периодического действия: сб. тез. докл. Всероссийской науч.-техн. конф. "Машиностроительные технологии". М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 296 с.

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

УДК 539.216; 539.536

Ю.А. Быков, С.Д. Карпухин
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Нанотвердость поверхностного слоя твердых тел

Представлены результаты расчета нанотвердости по кривым наноиндентирования образцов из различных материалов. Установлено, что нанотвердость поверхности слоя образца существенно превосходит твердость сердцевины. Наблюдается закономерное ее падение по толщине поверхностного слоя от поверхности к сердцевине образца. Обратная зависимость получена для нанопленок, нанесенных на поверхность образца.

Ключевые слова: способ определения нанотвердости; индентор; кривые нагружения; внедрение.

It is founded that nanohardness of surface layer of the sample substantially exceeds the hardness of the core. There is natural drop in its thickness of the surface layer from the surface to the core of the sample. The inverse relationship is obtained for nanofilms deposited on the surface of the sample.

Keywords: determining of nanohardness; indenter; curves of loading; introduction.

Изучение свойств поверхности сопряжено с большими трудностями. Под понятием "поверхность" понимается верхний слой твердого тела толщиной не более 100 нм. Таким образом, он относится к наноразмерным объектам и поэтому должен обладать присущими наномасштабу свойствами. Проявляется это, прежде всего, в том, что в отличие от макро- и микрообъектов у нанообъектов отсутствует трансляционная симметрия в распределении свойств, т.е. они должны изменяться в направлении от поверхности к центру твердого тела. Оценить характер изменения свойств (твердости) по толщине поверхностного слоя возможно путем использования наноиндентирования.

Сущность способа состоит в приложении с программируемой скоростью ультрамалых сил к индентору, внедряемому в поверхность твердого тела, с последующей разгрузкой. В процессе испытания фиксируют нагрузку на индентор и глубину его погружения в материал. Проводят эти испытания с помощью нанотвердомеров (нанотестеров), обладающих очень высокой чувствительностью. Разрешение при измерении нагрузки составляет около 1 мН, а при измерении перемещения индентора — 0,1...1 нм.

В качестве индентора применяют алмазную трехгранную пирамиду (индентор Берковича). Она отличается от используемой при измерении микротвердости четырехгранной пирамиды: радиус закругления ее вершины значительно меньше и составляет около 40 нм, поэтому применение индентора Берковича позволяет проводить испытания при более малых нагрузках и снизить глубину внедрения индентора, при которой возможно измерение твердости. Типичное изображение диаграммы индентирования приведено на рис. 1.

Использовать в таком виде результаты испытаний для решения поставленной задачи затруднительно. Поэтому диаграммы индентирования были преобразованы и представле-

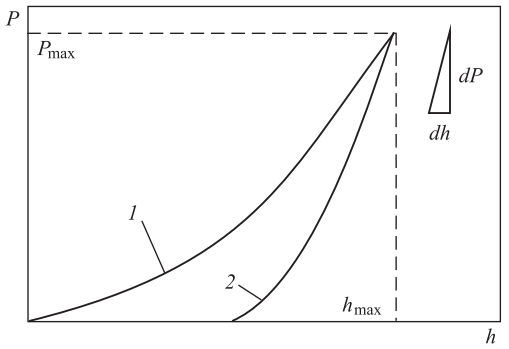


Рис. 1. Диаграмма индентирования — перемещение острия индентора *h* в зависимости от действующей на него нагрузки *P*:
1 — нагрузка; *2* — разгрузка

ны в виде зависимости "нанотвердость — глубина вдавливания индентора".

Рассматривали две группы образцов: массивные тела и нанопленки. Материалы образцов первой группы различались видами химической связи и представляли собой простые элементы или сложные химические соединения. Исследовали следующие материалы: Nb, Cr — металлический тип связи; Si — ковалентный тип связи; оксиды MgO и ZrO_2 с ионно-ковалентной связью; галогениды KCl, CaF, LiF с ионной связью. Вторая группа была представлена нанопленкой Cr толщиной 400 нм, нанесенной на подложку из Si.

Нанотвердость поверхностного слоя зависит не только от химического состава материала и типа связи, но и от множества других факторов. Например, к ним относятся: радиус закругления индентора, условия испытаний и в особенности скорость нагружения индентора, а также способ подготовки поверхности (скол, механическая подготовка, электрополировка и т.д.). Для расчетов использовали диаграммы индентирования, представленные в различных научных работах [1—3]. Можно полагать, что в этих случаях отсутствовала идентичность подготовки поверхности образцов и условий испытания. Поэтому исключается возможность сравнения материалов по нанотвердости.

Однако это не препятствует проведению оценки закономерностей изменения нанотвердости в поверхностном слое индивидуально для каждого образца.

Для определения нанотвердости по диаграммам индентирования использованы методики, приведенные в работах [3, 4].

Нанотвердость определяли по методу невосстановленного отпечатка по формуле

$$H = P/S, \qquad (1)$$

где P — нагрузка на индентор, принятая для испытаний;

S — площадь проекции контакта индентора с поверхностью.

Зная глубину контакта индентора с материалом при его внедрении, геометрию индентора и принимая, что он является идеально острым, можно вычислить площадь проекции:

$$S = 24,56h_c^2, \qquad (2)$$

где h_c — глубина контакта.

Ее определение вызывает трудности, так как прибор фиксирует перемещение вершины индентора h, которое включает в себя не только h_c, но и другие составляющие:

$$h = h_c + h_s + h_f + h_t, \qquad (3)$$

где h_s — упругий прогиб поверхности образца на краю отпечатка;

h_f — упругий прогиб силовой рамы прибора;

h_t — тепловое расширение стержня индентора.

При решении данной задачи изменения h_f и h_t в процессе испытаний остаются постоянными и их можно не учитывать. Для этого случая внедрение индентора и вызываемые им деформации представлены на рис. 2. Глубина контакта будет соответственно равна:

$$h_c = h - h_s. \qquad (4)$$

Диаграмма индентирования (см. рис. 1) позволяет определить нанотвердость в любой точке в процессе нагружения. Для этого необходимо определить соответствующие изменения упругого прогиба поверхности образца на краю отпечатка.

Уравнение, связывающее текущее значение упругого прогиба поверхности h_{si} с текущей нагрузкой P_i, имеет вид:

$$h_{si} = h_{s\max}(P_i/P_{\max})^{1/2}, \qquad (5)$$

где $P_{\max}$ — принятая для испытаний максимальная нагрузка, приложенная к индентору.

Величины $P_{\max}$ и P_i определяют из диаграммы индентирования. Входящую в уравнение (5) величину упругого прогиба $h_{s\max}$ вычисляют по формуле

$$h_{s\max} = 0,72P_{\max}/E, \qquad (6)$$

где E — жесткость контакта.

Жесткость контакта ($E = dP/dh$) находят по верхней части кривой разгрузки индентора (см. рис. 1). Далее рассчитывают величину h_{si} по формуле (5) и, используя уравнение (4), получают текущие значения глубины контакта индентора:

$$h_{ci} = h_i - h_{si}, \qquad (7)$$

где h_i — перемещение вершины индентора для соответствующего значения P_i, определяемое по диаграмме индентирования.

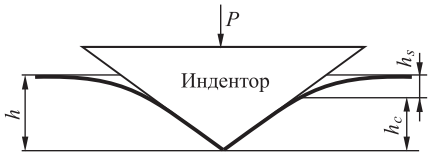


Рис. 2. Схема внедрения индентора в поверхность образца

Используя уравнение (2), вычисляют текущие значения площади проекции отпечатка S_i.

В соответствии с формулой (1) определяют изменение нанотвердости от глубины внедрения индентора h_i или по толщине слоя:

$$H_i = \frac{P_i}{S_i}. \qquad (8)$$

Следует иметь в виду, что полученные значения нанотвердости будут существенно отличаться от значений микротвердости, способ измерения которой наиболее близок к наноиндентированию. Обусловлено это тем, что при наноиндентировании в отличие от измерения микротвердости применяют другой тип индентора, а нанотвердость рассчитывают по невосстановленному отпечатку и как отношение нагрузки на индентор к площади проекции его контакта с поверхностью.

Для первой группы образцов установлено, что независимо от их химического состава и способа подготовки поверхности наблюдаются одинаковые закономерности изменения нанотвердости от поверхности образца к его сердцевине.

В качестве примера на рис. 3 приведены диаграммы индентирования некоторых образцов и соответствующие им зависимости H от h.

Из анализа данных рис. 3 можно сделать следующие выводы. Поверхностный слой тела или образца обладает в сравнении с сердцевиной повышенной твердостью вне зависимости от химического состава материала, типа химической связи или способа подготовки поверхности (скол или механическая обработка). В то же время твердые материалы, например ZrO_2 и MgO, как и следовало ожидать, имеют максимально высокую твердость поверхности образцов, достигающую 60 ГПа. Различие в максимальных значениях твердости поверхности и сердцевины образцов может быть в несколько раз.

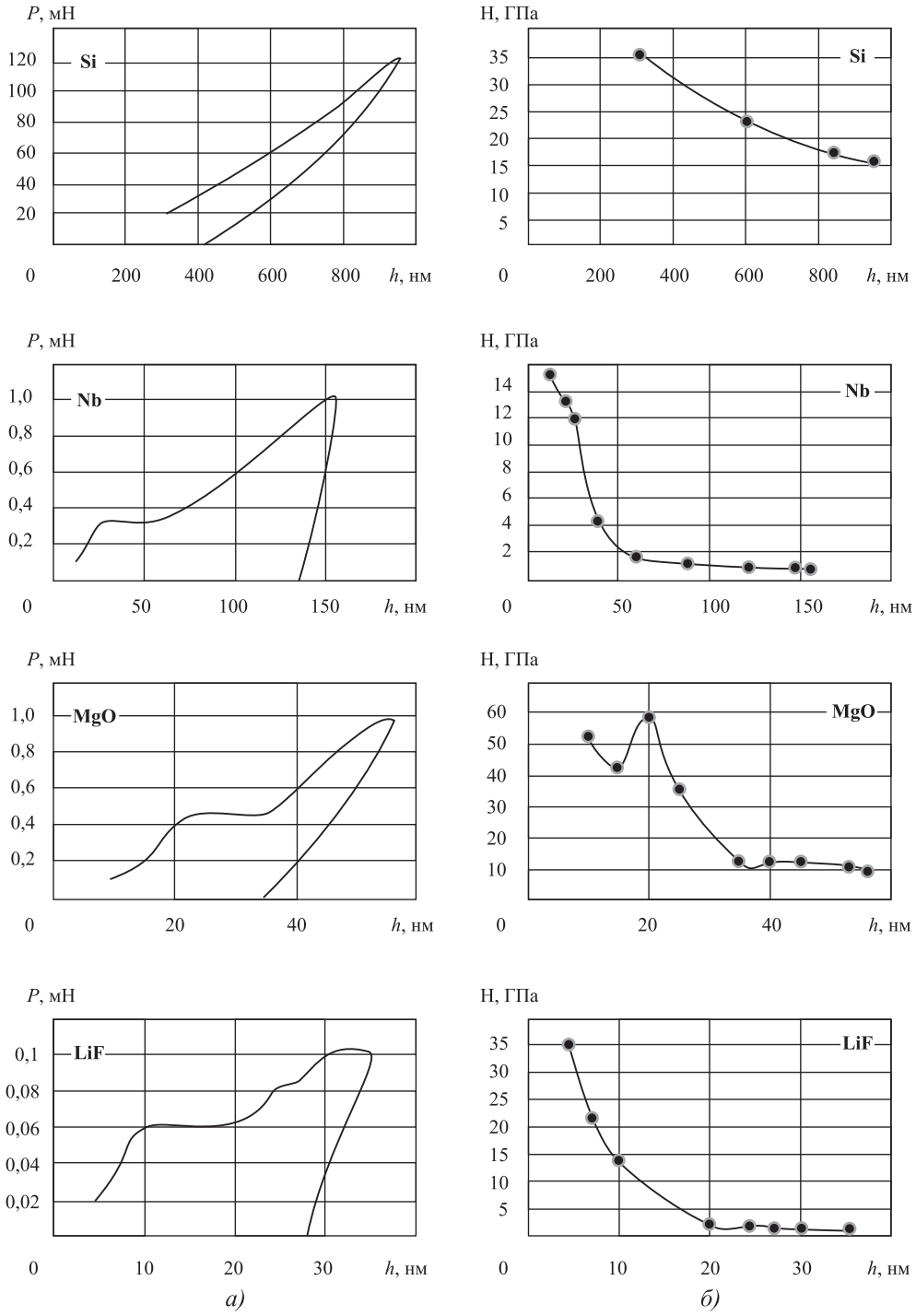


Рис. 3. Диаграмма индентирования (*а*) и нанотвердость поверхностной зоны по ее глубине *h* (*б*) для различных материалов

По характеру изменения твердости от поверхности к сердцевине образца можно судить о толщине поверхностного слоя. Для различных материалов она примерно равна 30...120 нм. Исключение составляет Si (см. рис. 3). Он имеет высокую твердость на значительном расстоянии от поверхности образца.

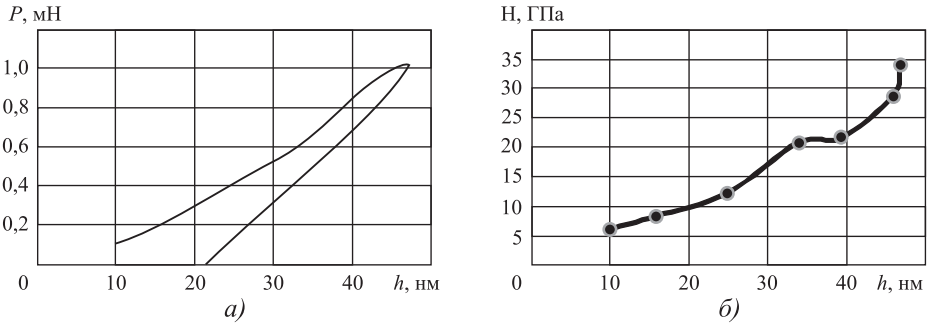


Рис. 5. Диаграмма индентирования (*а*) и нанотвердость нанослоя H по толщине *h* (*б*) от поверхности к границе с подложкой: слой — Cr, толщина 400 нм; подложка — Si

Это можно объяснить следующим. В работе [2] показано, что в кремнии в зоне деформации под индентором вследствие высокого давления образуются новые фазы. Вероятно, они создают препятствия для перемещения индентора, приводят к росту нагрузки и при расчетах дают завышенные значения твердости.

Результаты исследований позволяют объяснить известную закономерность [5], проявляющуюся в том, что уменьшение нагрузки при испытаниях на твердость приводит к увеличению значений твердости (рис. 4).

Как можно видеть из рис. 4, твердость возрастает только при использовании небольших нагрузок на индентор. В этом случае глубина внедрения индентора незначительна и твердость становится интегральной величиной, зависящей от твердости поверхностного слоя и его доли, приходящейся на область внедрения индентора. При предельно малой нагрузке (наноиндентирование) область внедрения индентора приходится только на поверхностный слой, что и обеспечивает максимально высокие значения твердости.

Результаты испытания образца второго типа представлены на рис. 5. Определяли нанотвердость нанопленки хрома, нанесенного на поверхность кремния. Твердость покрытия по толщине в направлении подложки увеличивается. Такой аномальный характер изменения твердости для нанопленки в сравнении с массивным образцом, по всей видимости, связан с влиянием подложки на состояние пленки. В частности оно может проявиться в том, что на границе пленка—подложка уровень внутренних напряжений выше, чем на поверхности пленки.

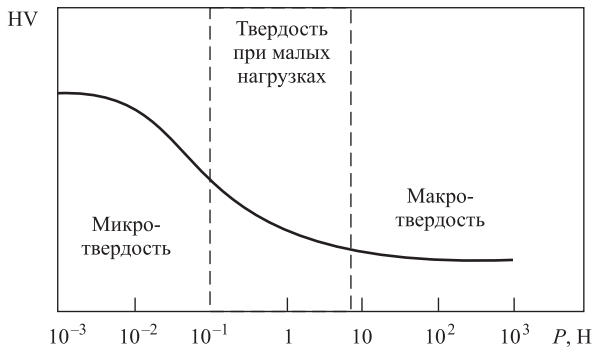


Рис. 4. Зависимость твердости по Виккерсу HV от нагрузки на индентор *P*

Ранее в работе [3] подобные зависимости изменения твердости были установлены для фуллеритовых и дисилицид титановых нанопокрытий на кремниевой подложке.

Заключение. Определены значения нанотвердости по толщине поверхностного слоя различных образцов. Показано, что поверхностный слой является наноразмерным и может рассматриваться в качестве нанообъекта, которому присущи очень высокие значения нанотвердости, снижающиеся в направлении к центру изделия. Эти закономерности не зависят от химического состава материала изделий и способов образования их поверхности. Для нанопленок, нанесенных на поверхность образцов, получена обратная зависимость изменения твердости по толщине пленки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Методы** определения твердости металлических материалов: учеб.-справ. пособие / А.Г. Колмаков, Ю.И. Головин, В.Ф. Терентьев и др. Воронеж: Изд-во ВГТУ, 2000. 80 с.

2. **Головин Ю.И.** Введение в нанотехнологию. М.: Машиностроение-1, 2003. 112 с.

3. **Дуб С.Н.** Испытание тонких пленок на нанотвердость // Харьковская научная ассамблея ISTEF-15: труды. Харьков: Изд-во ХФТИ, 2003. С. 343—349.

4. **Oliver W.C., Pharr G.M.** // J. Mater. Res. 1992. V. 7. No. 6. P. 1564—1583.

5. **Матюнин В.М., Дубов А.А., Марченков А.Ю.** Масштабный фактор при определении твердости металлических материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. № 9. Т. 75. С. 59—62.

Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук,
lab@bmstu.ru;
Сергей Дмитриевич Карпухин, канд. техн. наук

УДК 533.9:539.4

К.В. Алсараева, В.Е. Громов, С.В. Коновалов
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк),
Ю.Ф. Иванов *(Институт сильноточной электроники СО РАН,*
Национальный исследовательский Томский государственный университет)

Изменение при усталости свойств поверхности силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке*

Показано, что электронно-пучковая обработка поверхности эвтектического силумина повышает усталостный ресурс более чем в 2,5 раза. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ изменения структурно-фазовых состояний силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке с последующим усталостным нагружением до разрушения. Изучены трибологические и прочностные свойства поверхности силумина после электронно-пучковой обработки и усталостных испытаний, выявлено снижение твердости, увеличение скорости изнашивания и коэффициента трения с ростом числа циклов до разрушения.

Ключевые слова: структура; фазовый состав; силумин; электронный пучок; усталость.

It is shown that electron beam treatment of the eutectic silumin surface increases the fatigue service life more than in 2.5 times. The analysis of structure-phase states modification of silumin subjected to electron beam treatment with the following fatigue loading up to the failure is carried out by methods of transmission electron diffraction microscopy. The tribology and strength properties of silumin surface after electron beam treatment and fatigue tests are studied and hardness decrease, wear rate and friction coefficient increase with the growth of cycles number are revealed.

Keywords: structure; phase composition; silumin; electron beam; fatigue.

Введение. Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является *электронно-пучковая обработка* (ЭПО), обладающая большими возможностями для контроля количества подводимой энергии, создания большой площади воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, высокой концентрацией энергии в единице объема материала [1—5].

В настоящее время ЭПО благодаря широким пределам варьирования плотности энергии пучка, длительности импульса и энергии электронов является уникальным и высокоэффективным инструментом для исследований физической природы формирования градиентных структурно-фазовых состояний и целенаправленной модификации структуры и свойств силуминов для улучшения эксплуатационных характеристик [6—10].

Обработка поверхности коррозионно-стойких сталей [3, 11, 12] и силумина [13] высокоинтенсивным импульсным электронным пучком сопровождается кратным (более чем в 3,5 раза) увеличением усталостной долговечности этих материалов. Для силумина основной причиной такого эффекта является диспергирование и квазиоднородное распределение кремния в модифицированном ЭПО-слое [13].

Усталостные испытания после ЭПО должны приводить к изменению структурно-фазовых состояний, прочностных и трибологических свойств поверхности. В настоящей работе исследовано изменение при усталостном нагружении свойств поверхности силумина, подвергнутого предварительной электронно-пучковой обработке для повышения усталостного ресурса.

Материал и методика исследования. В качестве материала исследований был использован сплав алюминия с кремнием АК12 (силумин эвтектического состава). Как и в [3, 13], усталостные испытания проводили по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами 8×14×145 мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 15 Гц при нагрузке 10 МПа.

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых — докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке "СОЛО" [3, 13] при следующих параметрах: энергия электронов 18 кэВ; частота следования импульсов 0,3 $с^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 150 мкс; плотность энергии пучка электронов 20 Дж/$см^2$; количество импульсов воздействия 1; 5. Облучали лицевую поверхность образцов, т. е. поверхность образца, находящуюся над надрезом, имитирующим трещину. На каждый режим облучения испытывали не менее пяти образцов.

Исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры поверхности модифицирования проводили методами просвечивающей микродифракционной (JEM-2100 F, JEOL) электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD 6000, съемку осуществляли в медном отфильтрованном излучении Cu Kα1; монохроматор CM-3121). Фольги для исследования структурно-фазового состояния материала методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии готовили методом ионного утонения из пластинок, вырезанных параллельно поверхности излома на минимально возможном расстоянии от поверхности разрушения.

Прочностные свойства материала изучали, определяя нанотвердость (нанотвердомер NANO Hardness Tester NHT-S-AX-000X, нагрузка на индентор 5...300 мН).

Исследования скорости износа системы пленка/подложка проводили в геометрии диск—штифт с помощью трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатной температуре и влажности. Объем износа материала определяли после профилометрии образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция).

Результаты исследования и их обсуждение. Ранее было показано, что при ЭПО эвтектического силумина в оптимальном режиме достигается более чем трехкратное увеличение усталостной долговечности [13]. ЭПО способствует значительному повышению сопротивления износу эвтектического и заэвтектического силуминов [6—10].

Из представленных на рис. 1 результатов трибологических испытаний силумина после ЭПО и усталостного нагружения следует, что минимальной скоростью изнашивания обладают образцы, прошедшие усталостные испытания в течение 132 000 циклов. После 574 000 циклов усталостных испытаний скорость изнашивания материала возрастает, однако

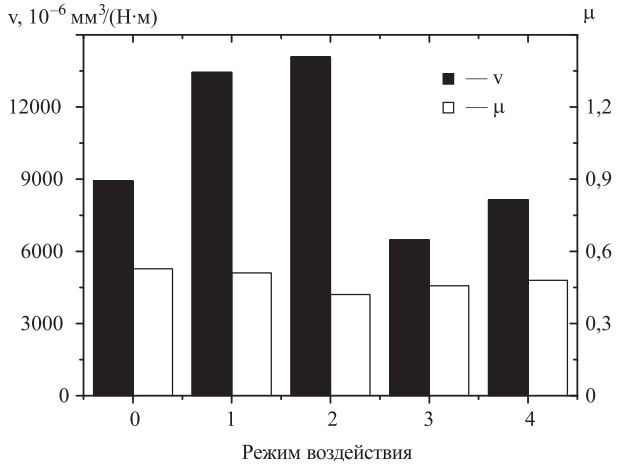


Рис. 1. Скорость изнашивания v и коэффициент трения μ при различных режимах воздействия на силумин:

0 — силумин без облучения (исходное состояние); 1 — исходный силумин после усталостных испытаний (130 000 циклов); 2 — исходный силумин после усталостных испытаний (466 000 циклов); 3 — облучение (20 Дж/$см^2$; 150 мкс; 1 имп.) и последующие усталостные испытания (132 000 циклов); 4 — облучение (20 Дж/$см^2$; 150 мкс; 5 имп.) и последующие усталостные испытания (574 000 циклов)

остается ниже относительно показателей, зафиксированных для исходного материала (необлученного материала перед усталостными испытаниями). Практически подобным образом изменяется и коэффициент трения.

Результаты испытаний на нанотвердость представлены на рис. 2. Отчетливо видно, что увеличение числа циклов усталостного нагружения в ≈4,4 раза приводит к снижению твердости поверхностного слоя в ≈4,5 раза. Таким же образом изменяется и модуль Юнга силумина (рис. 3): увеличение числа циклов усталостных испытаний приводит к многократному (в 3—4 раза) снижению модуля Юнга поверхностного слоя материала.

Наблюдаемые изменения трибологических и прочностных характеристик силумина вызваны изменением структурно-фазовых состояний поверхностного слоя в процессе усталостных испытаний.

Из зависимостей параметра кристаллической решетки твердого раствора на основе алюминия и кремния, определенных методами рентгенофазового анализа, от режима обработки образцов (исходный и усталостно разрушенные) (рис. 4) видно, что максимальное изменение параметра кристаллической решетки алюминия и кремния после усталостных испытаний выявлено в силумине, необработанном электронным пучком.

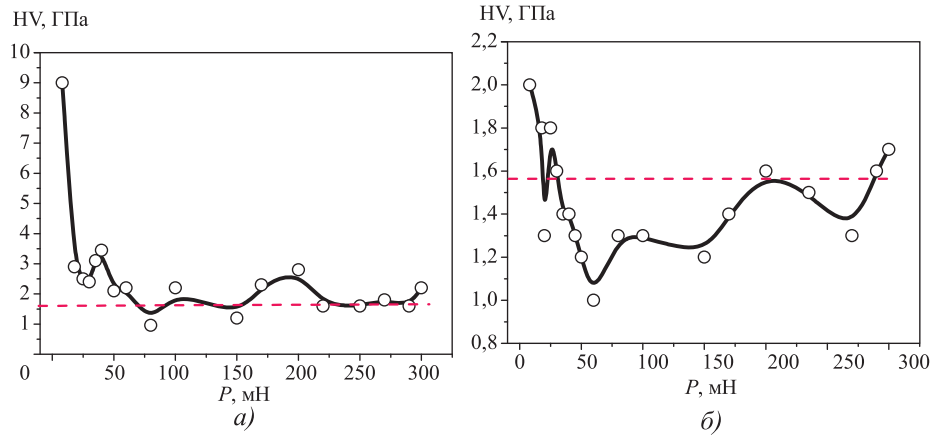


Рис. 2. Зависимость твердости поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и подвергнутого усталостным испытаниям до разрушения:

а — 132 000 циклов; *б* — 574 000 циклов

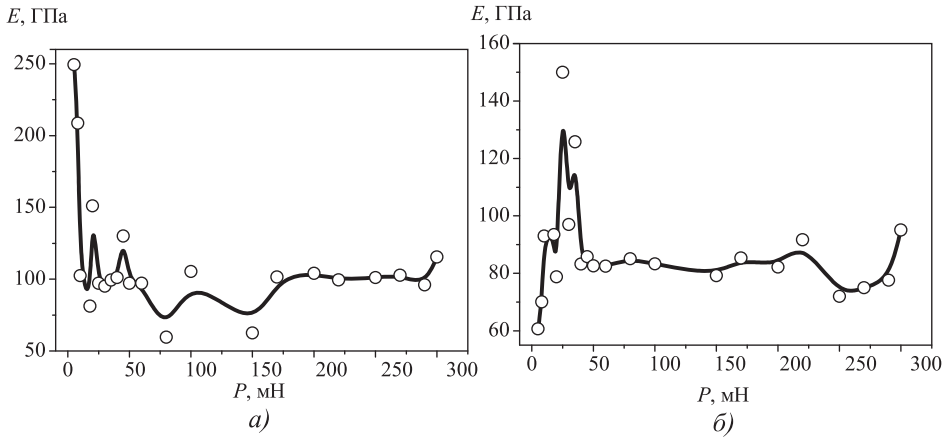


Рис. 3. Зависимость модуля Юнга поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и подвергнутого усталостным испытаниям до разрушения:

а — 132 000 циклов; *б* — 574 000 циклов

Уменьшение параметра кристаллической решетки алюминия при усталостных испытаниях исходных образцов (см. рис. 4, *а*, режим 2) связано с растворением включений кремния и внедрением атомов кремния в решетку алюминия. Радиус атома кремния меньше радиуса атома алюминия на 0,0054 нм, следовательно, обогащение твердого раствора на основе алюминия атомами кремния будет сопровождаться уменьшением параметра его решетки.

Облучение силумина электронным пучком при плотности энергии 20 Дж/см^2 приводит к относительно малому уменьшению параметра кристаллической решетки алюминия, что связано с растворением частиц кремния и интерметаллидных фаз и обогащением твердого раствора атомами кремния, уменьшающими параметр кристаллической решетки алюминия, и атомами магния, обладающими большим по сравнению с алюминием атомным радиусом и, следовательно, увеличивающими параметр кристаллической решетки алюминия.

ЭПО, приводящая к растворению фаз на основе кремния и магния, обогащает твердый раствор на основе алюминия этими элементами. Последующие усталостные испытания силумина сопровождаются дополнительным увеличением параметра кристаллической решетки алюминия, что может быть связано с уходом атомов кремния из кристаллической решетки алюминия и проявлением эффекта деформационного старения материала.

Сформированная при ЭПО структура ячеистой кристаллизации [14] существенно модифицируется при многоцикловых усталостных испытаниях. Особенно это касается кремниевых прослоек, которые при числе циклов нагружения 132 000 разбиваются на частицы наноразмерного диапазона 15...30 нм. После 574 000 циклов нагружения наблюдается не только наноструктуризация прослоек кремния, но и полное разрушение структуры ячеистой кристаллизации (рис. 5). Это сопровождается глобуляризацией частиц кремния, равномерно располагающихся в объеме зерен (см. рис. 5, *а*), и формированием сетчатой дислокационной субструктуры со скалярной плотностью дислокаций $2{,}5 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ (см. рис. 5, *б*).

Сравнение этих данных с результатами трибологических и механических испытаний (рис. 1—3) позволяет заключить, что разрушение структуры ячеистой кристаллизации при многоцикловой усталости может являться одной из основных причин изменения указанных свойств силумина.

Заключение. Электронно-пучковая обработка поверхности эвтектического силумина

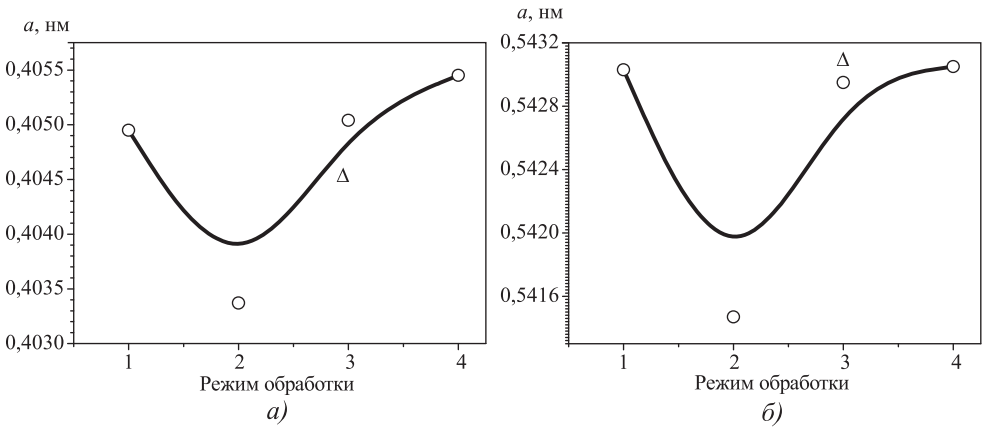


Рис. 4. Зависимость параметра решетки твердого раствора на основе алюминия (*а*) и кремния (*б*) от плотности поглощенной энергии пучка электронов при различных режимах воздействия:

1 — силумин без облучения; 2 — силумин без облучения после усталостных испытаний (130 000 циклов); 3 — после облучения (20 Дж/см^2; 150 мкс; 1 имп.) и усталостных испытаний (132 000 циклов); 4 — после облучения (20 Дж/см^2; 150 мкс; 5 имп.) и усталостных испытаний (574 000 циклов); Δ — параметры кристаллической решетки алюминия и кремния соответственно для силумина, облученного по режиму 20 Дж/см^2; 150 мкс; 1 имп.

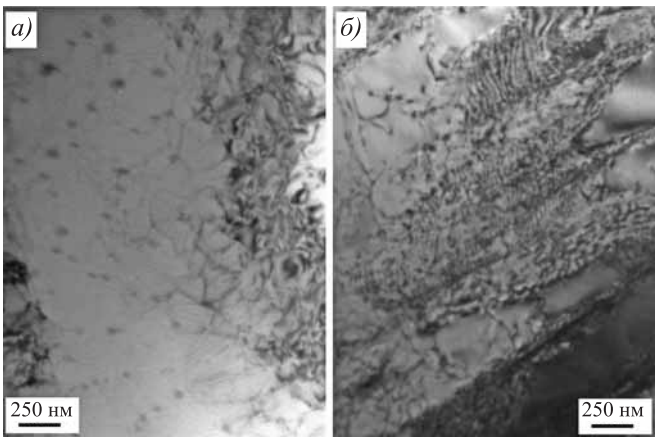


Рис. 5. ПЭМ-изображение структуры силумина, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком с параметрами 20 Дж/см^2; 150 мкс; 0,3 с$^{-1}$; 5 имп. и разрушенного при 574 000 циклах усталостного нагружения

повышает его усталостный ресурс более чем в 2,5 раза. Проведены исследования трибологических и прочностных свойств поверхности силумина, подвергнутого усталостным испытаниям, и выявлено снижение твердости, увеличение скорости изнашивания и коэффициента трения с ростом числа циклов усталостного нагружения. На основании анализа результатов исследования структурно-фазовых состояний поверхности после ЭПО и усталостного нагружения высказано предположение, что возможной причиной изменения трибологических и прочностных свойств является разрушение структуры ячеистой кристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. и др.** Физическая природа упрочнения поверхностных слоев титановых сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2014. 267 с.

2. **Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. и др.** Формирование структурно-фазовых состояний и свойств поверхности титановых сплавов при электровзрывном легировании и последующей электронно-пучковой обработке. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2014. 267 с.

3. **Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V. et al.** Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. Cambridge: Cambridge International Science Publishing Ltd, 2015. 272 p.

4. **Волков К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А.** Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2013. 225 с.

5. **Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др.** Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали. Новокузнецк: Полиграфист, 2012. 308 с.

6. **Dong C., Wu A., Hao S. et al.** // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 163—164. P. 620—624.

7. **Hao Y., Gao B., Tu G.F. et al.** // Applied Surface Science. 2012. Vol. 258. Iss. 6. P. 2052—2056.

8. **Grosdidier T., Zou J.X., Bolle B. et al.** // Journal of Alloys and Compounds. 2010. Vol. 504. Suppl. 1. P. S508—S511.

9. **Hao Y., Gao B., Tu G.F. et al.** // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2011. Vol. 269. P. 1499—1505.

10. **Hao Y., Gao B., Tu G.F. et. al.** // Trans. Mater. Heat Treatment. 2010. Vol. 31. P. 142—145.

11. **Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А. и др.** // Успехи физики металлов. 2013. Т. 14. № 1. С. 67—80.

12. **Громов В.Е., Гришунин В.А., Иванов Ю.Ф. и др.** // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 4. С. 49—56.

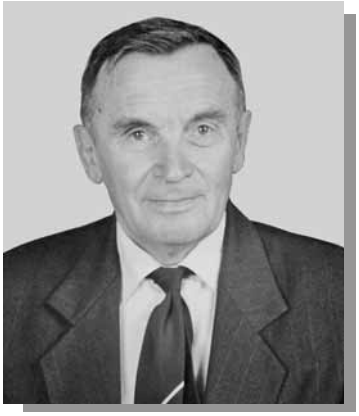
13. **Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В., Громов В.Е. и др.** // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 3. С. 281—284.

14. **Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др.** Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. Минск: Белорусская наука, 2013. 287 с.

Крестина Владимировна Алсараева;
Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук,
gromov@physics.sibsiu.ru;
Сергей Валерьевич Коновалов, д-р техн. наук;
Юрий Фёдорович Иванов, д-р физ.-мат. наук

Памяти Анатолия Георгиевича Овчинникова (19.01.1927—16.03.2015)

16 марта 2015 г. после тяжелой болезни скончался заслуженный деятель науки и техники РСФСР, лауреат Премии Правительства РФ, д-р техн. наук, профессор Анатолий Георгиевич Овчинников.



Среднюю школу А.Г. Овчинников окончил во время Великой Отечественной войны. Тогда же, будучи школьником, на лыжах возил в лес продовольствие партизанам, поскольку жил в оккупированной финнами части Карелии (пос. Шальский).

После окончания в 1950 г. МВТУ им. Н.Э. Баумана А.Г. Овчинников одновременно с учебой в аспирантуре работал ассистентом кафедры "Сопротивление материалов". В 1954 г. защитил кандидатскую диссертацию и далее всю жизнь работал в МГТУ ассистентом, доцентом, а с 1976 г. — профессором кафедры, затем зав. кафедрой, выпускающей инженеров по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением". За годы преподавательской работы он читал курсы по теории обработки металлов давлением, расчету и конструированию кузнечных машин, технологии ковки и горячей штамповки, технологии холодной объемной штамповки, проектированию цехов, производству стали.

В 1966 г. вышел первый учебник А.Г. Овчинникова в соавторстве с Л.И. Живовым "Кузнечно-штамповочное оборудование" в двух томах: "Прессы" и "Молоты". В дальнейшем учебник был переиздан, а в 2006 г. на базе этого учебника издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана выпустило в свет учебник "Кузнечно-штамповочное оборудование" авторов Л.И. Живова, А.Г. Овчинникова и Е.Н. Складчикова.

В 1975 г. А.Г. Овчинников защитил докторскую диссертацию. Материалы диссертации легли в основу его монографии "Основы теории штамповки выдавливанием на прессах", изданной в 1983 г.

Под руководством Анатолия Георгиевича защитили кандидатские диссертации 50 научных работников. Научная школа А.Г. Овчинникова характеризуется глубоким анализом процессов пластического деформирования материалов и направленностью на повышение качества изделий при одновременном сокращении производственного цикла, а также созданием прессового оборудования для реализации разработанных процессов. Анатолию Георгиевичу выдано 52 авторских свидетельства на изобретения.

В 1985 г. Анатолий Георгиевич выпустил в соавторстве монографию "Прогрессивные технологические процессы холодной штамповки", за которую ему присвоено почетное звание лауреата премии Минвуза СССР.

Профессор А.Г. Овчинников опубликовал более 120 печатных трудов. Среди них монография "Теория пластических деформаций металлов" и учебное пособие для студентов машиностроительных и металлургических специальностей вузов "Теория ковки и штамповки", написанные ведущими учеными СССР, Англии, Канады, Японии. Анатолий Георгиевич был также и научным редактором этих изданий.

Большое место в биографии А.Г. Овчинникова занимал альпинизм. За восхождения на высочайшие вершины Советского Союза он удостоен знака "Золотой ледоруб". Анатолий Георгиевич — заслуженный мастер спорта, мастер спорта международного класса. В 1982 г. А.Г. Овчинников был старшим тренером сборной СССР по альпинизму, совершившей восхождение на Эверест по самому сложному маршруту. Он имеет звание "Заслуженный тренер СССР".

За большие заслуги в научно-педагогической и организаторской деятельности А.Г. Овчинников награжден орденом Дружбы народов, тремя медалями. Среди них медаль к ордену "За заслуги перед Отечеством" II степени (2005 г.).

Анатолий Георгиевич Овчинников отличался высокой принципиальностью, всегда помогал своим многочисленным ученикам и друзьям.

Память о выдающемся ученом и великом альпинисте навсегда сохранится в сердцах его друзей и учеников.

Редакция и редакционный совет нашего журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким Анатолия Георгиевича Овчинникова.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 06.04.2015. Подписано в печать 01.06.2015. 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.