ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 12 декабрь 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Макаренко К.В., Кузовов С.С., Пушкарев А.В., Антохин В.Н. Влияние фактора растворенных в металле газов на морфологию горячих трещин в стальных отливках 3
Иванов М.А. Методика определения трещиноустойчивости стали 9
Андреева Л.П., **Копаев Б.В.** Влияние толщины материала на прочность паяного нахлесточного соединения 15

Кузнечно-штамповочное производство

Рыжов П.А., Евсюков С.А., Хациев Ю.Х. Исследование процесса обжима трубчатых заготовок с выходом в цилиндрическую часть 18
Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М. Об использовании потенциальной энергии поднятой траверсы вертикального пресса 22

Прокатно-волочильное производство

Поворов С.В. Расчет размеров профиля листовой заготовки в промежуточных переходах при формовке в роликах по заданным режимам 27

Материаловедение и новые материалы

Васенев В.В., Осинцев О.Е., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Баженова О.П. Разработка технологии получения штампованных деталей из сплава САС-1-50 для авиакосмических навигационных приборов и сравнительные испытания моделей платформы из сплавов САС-1-50 и АМг6 33
Курихина Т.В. Методика расчета укрупнения фазы Ni_3Al в никелевых сплавах при высоких температурах 40

Информация

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2016 г. 45

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

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

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

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 12 December 2016

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Makarenko K.V., Kuzovov S.S., Pushkarev A.V., Antokhin V.N. Influence of factor of gases dissolved in metal on morphology of hot cracks in steel castings 3
Ivanov M.A. Determination method of crack resistance of steel 9
Andreeva L.P., Kopaev B.V. Influence of material thickness on strength of soldered lap joint 15

Forging and Stamping Production

Ryzhov P.A., Evsyukov S.A., Khatsiev Yu.Kh. Analysis of parison tubes with crossing to cylindrical section swaging process 18
Goydo M.E., Bodrov V.V., Bagautdinov R.M. About using of potential energy of raised traverse of vertical press 22

Rolling and Drawing Production

Povorov S.V. Calculation of dimensions of cross section of sheet metal in intermediate transitions during roll forming process according to specified modes 27

Physical Metallurgy and New Materials

Vasenev V.V., Osintsev O.E., Mironenko V.N., Butrim V.N., Bazhenova O.P. Development of SAS-1-50 forgings manufacturing techology for aerospace navigation equipment and comparative testings of platform models made of SAS-1-50 и AMg6 alloys . . . 33
Kurikhina T.V. Calculation method of Ni_3Al phase coarsening in nickel alloys at high temperatures 40

Information

Index of articles published in year 2016 45

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

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

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

УДК 621.746.019

К.В. Макаренко, С.С. Кузовов *(Брянский государственный технический университет)*,
А.В. Пушкарев *(АО "ПО "Бежицкая сталь", г. Брянск)*,
В.Н. Антохин *(ООО "Промбезопасность", г. Брянск)*

Влияние фактора растворенных в металле газов на морфологию горячих трещин в стальных отливках

Показано, что на процесс образования горячих трещин в отливках влияют второстепенные факторы, в частности газы, растворенные в металле и стремящиеся выделяться в процессе затвердевания изделия. Проведен структурный анализ влияния газовой составляющей на механизм образования трещин в стальных отливках. Предложена новая группа дефектов "квазигорячие трещины", которые при поверхностном контроле могут быть неверно интерпретированы как горячие трещины. В зависимости от степени влияния газовой составляющей на механизм образования трещин произведена их классификация на следующие группы: газоусадочные, усадочно-газовые и газовые.

Ключевые слова: дефект; отливка; горячая трещина; квазигорячая трещина; классификация; сталь; затвердевание; дендриты.

It is shown that the formation of hot cracks in the castings can be influenced by secondary factors, such as gases dissolved in the metal and seeking to stand out in the solidification process. Structural analysis of the influence of the gas component on formation mechanism of cracks in steel castings is performed. Classification group of defects "quasi-hot cracks", which at the surface control can be misinterpreted as the hot cracks is offered. Depending on the degree of influence of the gas component on the cracking mechanism of classification of the following groups: gas-shrink, shrink-gas and gas.

Keywords: defect; casting; hot crack; quasi-hot crack; classification; steel; hardening; dendrites.

Процесс формирования отливок сопровождается протеканием различных "природных" явлений, таких как усадочные процессы при затвердевании или насыщение расплава газами при плавке металла или заливке форм. Иногда эти естественные, неуправляемые явления при недостаточной проработке технологических мероприятий становятся причиной образования различных дефектов в отливках. В соответствии с ГОСТ 19200—80 каждый вид дефекта, имеет характерные признаки, связанные с условиями его образования, а также определенные негативные факторы, свойственные природе его возникновения. Отличительной особенностью, позволяющей с наибольшей достоверностью идентифицировать горячие трещины (ГТ), является наличие на боковых поверхностях исходной кристаллической, т.е. дендритной структуры, которая (вторичный признак) является сильно окисленной [1]. Этот факт можно считать прямым доказательством того, что трещина образовалась при высоких температурах, когда сплав находился в твердожидком состоянии, характеризующимся низким уровнем механических свойств.

Это, как следствие, определяет способы борьбы с дефектами. Поэтому в литейной практике очень важно правильно идентифицировать

дефект и определить факторы, которые способствовали его образованию. В зависимости от степени влияния газовой составляющей на процесс формирования дефектов, предложена следующая классификация трещин: газоусадочные, усадочно-газовые и газовые.

Квазигорячие трещины трех групп, имеющие смешанную природу образования, по внешним признакам и при поверхностном осмотре часто классифицируют как классические ГТ. Соответственно, для ликвидации таких дефектов на производстве используют традиционные способы борьбы с ГТ, которые не приносят существенных результатов по снижению брака отливок. Рассмотрим дефекты, которые при визуальном контроле первоначально были идентифицированы как классические ГТ. Такие разновидности трещин будем называть квазигорячими трещинами.

Проведен детальный структурный анализ более 350 стальных отливок с трещинами, в период с 2010 по 2015 г.

1-я группа дефектов, относящаяся к квазигорячим трещинам и условно названная дефектами газоусадочного происхождения, представлена на рис. 1.

Газоусадочная пористость в сечении отливки обычно визуально неотличима от рыхлоты, вызванной "чистыми" механизмами формирования усадочных или газовых дефектов. При изучении областей с газоусадочной пористостью под микроскопом отчетливо видны слой оксидов и обезуглероженная поверхность, а строение смыкающихся стенок имеет ярко выраженный дендритный рельеф. Дефект имеет сложное морфологическое строение, представленное соединенными отдельными порами. В относительно толстых стенках усадочная пористость несвязана с поверхностью отливки. Поры имеют строчечное строение (см. рис. 1, *в*), в этом случае при поверхностном осмотре такой дефект может быть идентифицирован как ГТ. И только детальные исследования околодефектной зоны, поперечных разрезов и изломов в области расположения дефекта позволяют с высокой степенью достоверности определить природу его образования.

Глубокое травление поверхности в 50%-ном водном растворе соляной кислоты позволяет выявить профиль дефекта.

Детальные структурные исследования показали, что данный дефект имеет смешанный механизм образования — газоусадочный, о чем свидетельствуют внешний вид, форма и взаимное располо-

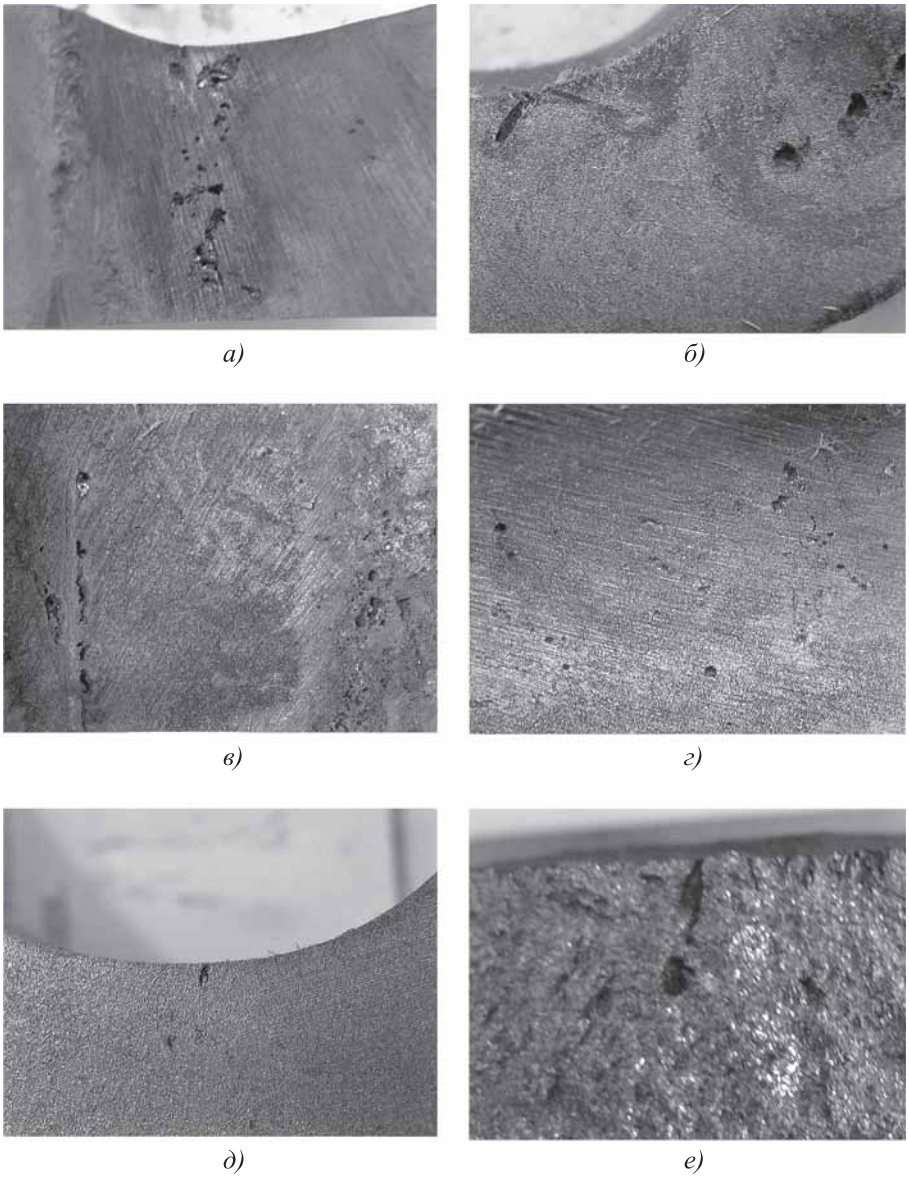


Рис. 1. Дефекты 1-й группы (газоусадочного происхождения):
а, *в*, *г* — наружная поверхность отливок (травлена), ×2; *б*, *д* — поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта, ×2; *е* — излом стенки, ×3

жение дефектов, а также присутствие на поверхности в околодефектной зоне мелких распределенных газовых раковин (см. рис. 1, *г*) или их скопления (см. рис. 1, *в* — правая часть фотографии).

Форма дефекта (см. рис. 1, *б* в разрезе) округлая, его поверхность изнутри ровная и гладкая. Исследование поперечного разреза стенки отливки в месте образования дефекта (см. рис. 1, *б*) показало: во-первых, такие дефекты имеют незначительную глубину; во-вторых, их форма в разрезе преимущественно округлая; в-третьих, внутренняя поверхность сечения дефекта гладкая и не имеет характерного для ГТ дендритного (кристаллического) строения.

Ось дефекта расположена под углом к поверхности в отличие от ГТ, которые расположены по нормали к наружной поверхности. На отклонение оси дефекта может оказывать влияние закругление поверхности в зоне образования дефекта и перераспределение в этой связи векторов усадочных растягивающих напряжений. В центральной части стенки присутствует рыхлота, представленная отдельными раковинами.

Аналогичные морфологические характеристики дефекта наблюдаются и при исследовании изломов стенок отливок при разрушении стали по исследуемым дефектам (см. рис. 1, *е*). Фрактографический анализ дефекта показал, что газовая пора имеет сужающуюся часть в области выхода дефекта на поверхность, что при строчечном расположении нескольких соседних пор может быть ошибочно интерпретировано как ГТ.

Все характерные морфологические признаки дефекта объясняются избыточным давлением газов в порах. Образование дефекта инициировано выделением газа из металла при его затвердевании. Выход газовых пор на поверхность ослабил корку затвердевшей стенки отливки, что привело к ее разрыву на заключительном этапе формирования дефекта под действием усадочных напряжений. Внутренние усадочные раковины (представленные рыхлотой) не связаны с выходящими на поверхность газоусадочными дефектами.

При изучении 1-й группы дефектов, неверно определяемых как ГТ, было отмечено, что газоусадочные поры не связаны со скрытыми усадочными дефектами (раковинами, рыхлотой или пористостью). Механизм образования таких дефектов исследован в работах [2, 3]. Ведущую роль при образовании таких дефектов играют газы, вытесняемые из кристаллизующегося металла при затвердевании отливки в поверхностную зону. Усадочные явления оказывают разрывающее воздействие при образовании дефекта на заключительной стадии после первичного ослабления затвердевшей поверхностной корочки отливки газовыми порами и раковинами.

Механизм образования дефекта может существенно измениться в случае преобладания усадочных явлений в механизме образования дефекта. В этом случае при смешанной газоусадочной природе образования в условиях, когда значительную роль начинают играть усадочные напряжения, различные усадочные дефекты проявляются в наибольшей степени.

Если в 1-й группе изученных дефектов (см. рис. 1) инициатором образования несплошности в теле отливки были газы, выходящие из расплава на поверхность отливки, то во 2-й группе (рис. 2) на основании анализа морфологических особенностей строения дефекта и околодефектной зоны можно утверждать, что инициатором образования дефекта были нескомпенсированные усадочные напряжения. Такую группу дефектов правильно назвать усадочно-газовыми с акцентом на действие усадочных явлений. Данная группа наиболее близка к классическому механизму образования ГТ, в природе их возникновения преобладают усадочные напряжения как основная причина образования дефекта.

Наблюдается прямая взаимосвязь между дефектами усадочного происхождения и усадочно-газовыми трещинами-порами (раковинами), выходящими на поверхность отливки (см. рис. 2, *г* и *д*). Правильно идентифицировать такие дефекты очень трудно. При их выявлении особое внимание следует уделить изучению морфологического строения дефекта с акцентом на признаках, характеризующих влияние газовой составляющей на механизм образования дефекта.

Общей отличительной особенностью данных трещин является неявно выраженный характер, трещина состоит из нескольких отдельных элементов, объединенных общей поверхностью надрыва (см. рис. 2, *а* и *г*).

Глубина дефектов колеблется в широких пределах от незначительных (см. рис. 2, *б*) — в периферийной области трещины, до надрывов, распространяющихся до сердцевины стенки отливки и связанных с газоусадочными центральными раковинами и рыхлотой (см. рис. 2, *г—е*). Этот признак является основной отличительной особенностью данной группы дефектов.

Газы, растворенные в расплавленном металле, в данном случае не успевают выделиться из расплава или распределиться в виде газовых пор вблизи от поверхности отливки. Они вытесняются в центральные области отливки и там выделяются с созданием атмосферы в дефектах усадочного происхождения. В момент, предшествующий образованию трещин, выделившиеся газы создают давление, усиливающее усадочные напряжения, что способствует значительному увеличению геометрических параметров трещины. В этом случае роль газовой составляющей заключается не только в общем усилении усадочных напряжений, но и в их перераспределении в теле отливки. Разрывающие напряжения выходят из центральной зоны на поверхность, при этом профиль трещины получается нечетким (см. рис. 2, *а* и *в*).

На изломах (рис. 2, *е*) такие трещины имеют две составляющие поверхности — усадочную, характеризующуюся дендритным строением, и газовую с преобладающим округлым внутренним строением (см. рис. 1, *е*). Поверхность сильно окислена, на отдельных элементах поверхности присутствуют следы коррозии.

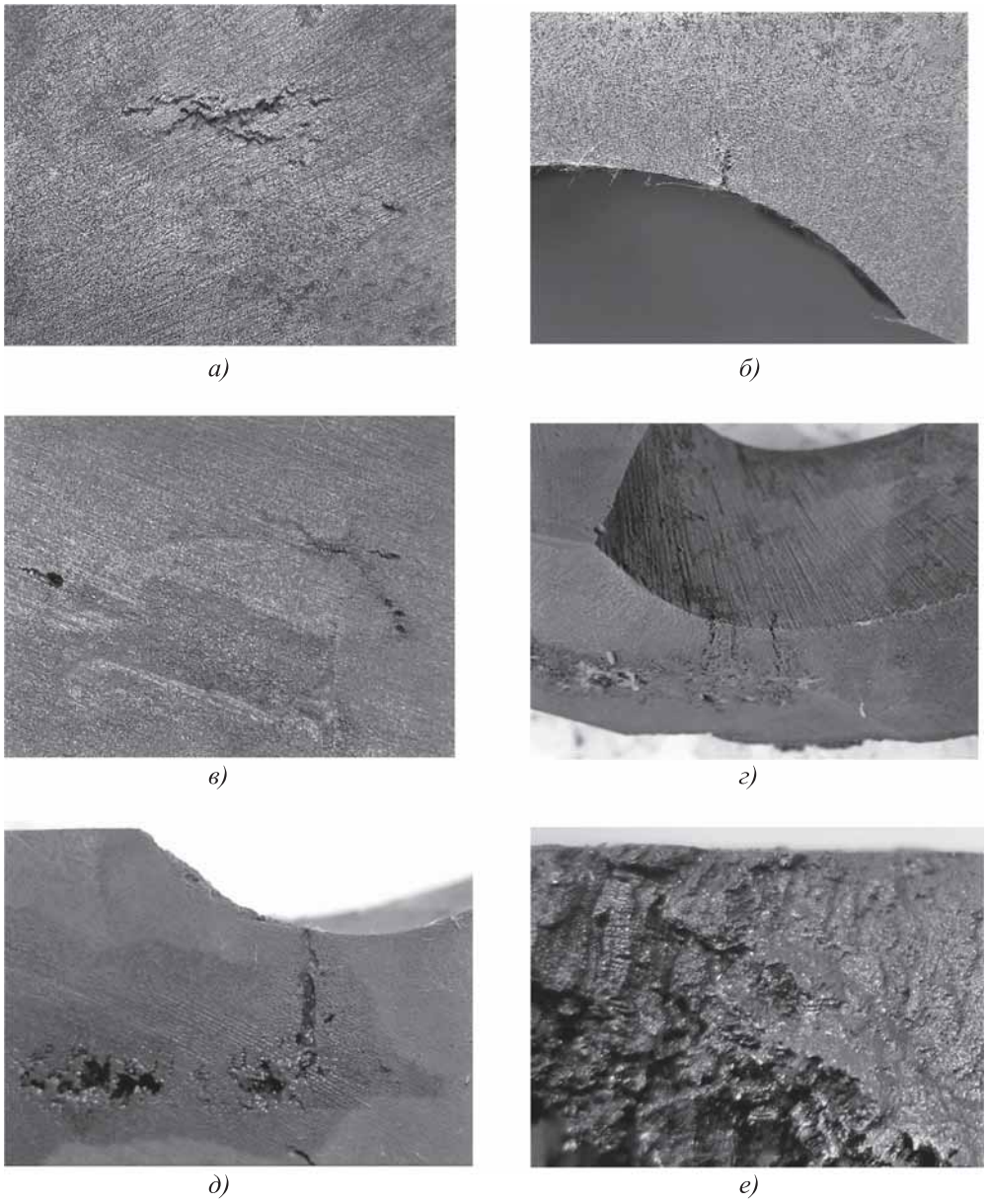


Рис. 2. Дефекты 2-й группы (усадочно-газового происхождения):
а, *в* — наружная поверхность отливок (травлена), ×2; *б*, *г*, *д* — поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта (травлено), ×2; *е* — излом стенки, ×5

При затвердевании отливки в отдельных случаях будет наблюдаться всасывание расплава от поверхности к осевой (центральной) части отливки. Расплав захватывает воздух в поверхностном слое на границе раздела металл—форма и увлекает его вглубь отливки. При этом воздух будет перераспределяться в междендритном пространстве и давление воздушного пузыря, затянутого вглубь отливки усаживающимся расплавом, будет препятствовать свариванию соседних дендритов. Газовая атмосфера также будет препятствовать проникновению в поры маточного расплава, присутствующего в центральной, осевой части отливки или в тепловом узле. Такая пора за счет взаимодействия с выделившимся из расплава кислородом будет иметь сильно окисленную внутреннюю поверхность.

На рис. 3, *а* показана усадочная пора. Окружающая ее область имеет ферритно-перлитную структуру. Окисления

поверхностных зон не наблюдается. Это означает, что внутренний объем поры не содержал кислорода, необходимого для окисления и обезуглероживания поверхности дефекта. Волнистая поверхность дефекта указывает на дендритное строение, обусловленное выходом ветвей второго порядка на границу раздела при образовании усадочной поры.

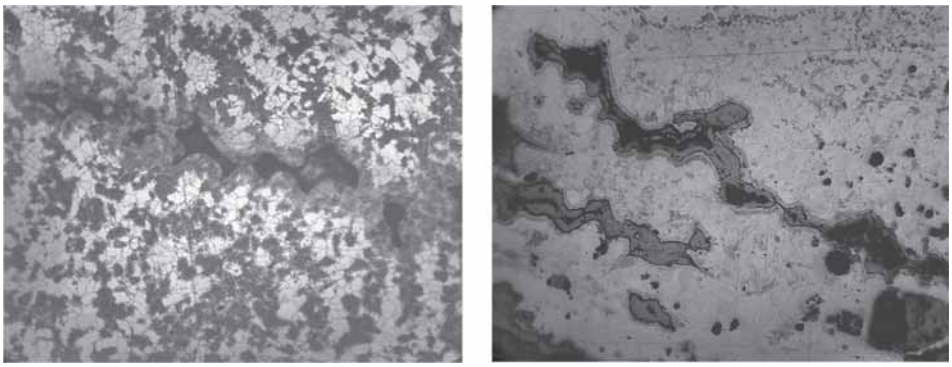
В противоположность на рис. 3, *б* приведены поры, имеющие газоусадочную природу образования. Поверхность поры в значительной степени окислена. Структура металла в окружающем пору пространстве — ферритная. Это указывает на одновременное протекание процессов окисления и обезуглероживания. Такое сочетание процессов возможно только при относительно большом содержании кислорода, который может выделиться из расплава, или в случае образования канала, соединяющего пору с поверхностью отливки.

Обезуглероживание поверхности отливки заключается в том, что газы, содержащие окислительные элементы, вступают в химическое соединение с углеродом, входящим в состав стали. В результате получаются газообразные соединения, которые адсорбируются литейной формой. Поверхностные слои изделия обедняются углеродом, и в них формируется ферритная структура металлической матрицы. С течением времени при постоянном контакте поверхности с окислительной атмосферой обезуглероженный слой стали увеличивается.

3-я группа квазигорячих трещин встречается в стальных отливках крайне редко. За все время наблюдений было обнаружено всего несколько дефектов, относящихся к данной группе. По причине их сложного строения их первоначально классифицировали как ГТ (рис. 4).

На поверхности дефект представляет собой область, представленную сетью различно ориентированных многочисленных трещин, что указывает на сложное распределение внутренних напряжений в момент образования дефекта (см. рис. 4, *а*). Поверхность трещин ровная, не имеет мелких изломов, характеризующих дендритное (кристаллическое) строение. Цвет краев трещины серый, поверхность окисленная. В поперечном сечении трещины расположены параллельно друг другу и по нормали к наружной поверхности. Глубина трещин различная.

На основании анализа строения дефекта и структурных исследований пришли к выводу о том, что данный тип дефекта имеет преимущественно газовое происхождение и обусловлен присутствием в расплаве повышенного содержания водорода. Из всего перечня литейных дефектов, представленных в ГОСТ 19200—80, существует три дефекта, причиной образования которых является водород: межкристаллическая трещина, ситовидная раковина и флокен.



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура дефектов (×250):

а — усадочного происхождения; *б* — газоусадочного происхождения (травление: 4%-ный спиртовой раствор азотной кислоты)

а) *б)*

Рис. 4. Дефекты 3-й группы (газового происхождения):

а — наружная поверхность отливок (травлено), ×2; *б* — поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта (травлено), ×3

Принято считать, что данные дефекты (кроме ситовидной раковины) образуются в процессе охлаждения уже закристаллизовавшейся отливки. Однако под воздействием растворенного в стали водорода могут образовываться и сложные дефекты, кроме так называемых светлых пятен [4]. Вероятно, на образование дефектов данной группы помимо водорода влияют неравномерно распределенные неметаллические включения. Изучение природы образования таких трещин требует более глубоких всесторонних исследований.

На образование дефектов рассмотренных трех групп оказывает существенное влияние присутствие газов в расплаве, устранение негативной газовой составляющей позволяет уменьшить растягивающие напряжения в момент образования дефекта и в значительной степени сократить или даже полностью ликвидировать брак отливок.

Источниками газов в расплаве стали могут быть следующие факторы: использование при плавке шихтовых материалов низкого качества; нарушение режима плавки и внепечной обработки (в частности раскисления стали); значительный перегрев или, напротив, переохлаждение металла при заливке; повышенная влажность футеровки разливочных ковшей; неправильная конструкция литниково-питающей системы, которая может способствовать возникновению турбулентного движения расплава в каналах литниковой системы; затрудненный выход газов из полости литейной формы; низкая газопроницаемость формы; повышенная влажность и газонасыщенность (в том числе за счет абсорбированных газов) формы и стержня; недостаточно просушенная футеровка литейных ковшей и ряд других менее существенных причин [5].

Перечень факторов, оказывающих влияние на образование данной группы дефектов, очень большой, поэтому выявление негативного ключевого фактора и последующее оперативное устранение брака по "ГТ" на производстве затруднительны.

Почти все определения ГТ, используемые в различных технологических процессах, указывают на один отличительный признак — сильно окисленная поверхность. Однако, как показано выше, окисленная поверхность свойственна и другим видам дефектов, которые могут быть неверно идентифицированы как ГТ.

Для большинства изученных в ходе данного исследования трещин их характерной особенностью являлась определенная ориентация. Даже если на поверхности наблюдаются несколько трещин одновременно, они были расположены преимущественно параллельно друг другу. Этот признак является общим для всей группы дефектов, которые относятся к ГТ или являются их разновидностями. Объясняется этот факт наличием определенного вектора усадочных растягивающих напряжений.

Классифицируют ГТ на производстве на конечном изделии, используя отличительные признаки, характеризующие период их образования. Предложенная классификация квазигорячих трещин позволяет более эффективно решать вопросы, связанные с разработкой технологических мероприятий, направленных на ликвидацию брака отливок, так как рост уровня брака на производстве в условиях стабильного технологического процесса может быть связан с синергетическим эффектом, вызванным незначительным усилением некоторых второстепенных факторов.

Например, незначительное увеличение факторов, связанных с насыщением расплава газами, приводит к усилению усадочных напряжений, способствующих образованию дефектов типа ГТ. В этом случае мероприятия по борьбе с браком должны учитывать факторы, влияющие не только на усадочные напряжения, но и давление, оказываемое на кристаллизующийся металл растворенными газами. При этом учитывают особенности механизма образования различных типов дефектов и с учетом этих моментов разрабатывают стратегии, направленные на сокращение негативных факторов, влияющих на трещиноустойчивость стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Макаренко К.В., Кузовов С.С., Лесюнина О.А.** Механические аспекты образования в отливках горячих трещин // Литейное производство. 2013. № 2. С. 5—8.

2. **Campbell J.** Castings. Oxford: Butterworth Heinemann, 2003. 335 p.

3. **Голод В.М., Денисов В.А.** Теория, компьютерный анализ и технология стального литья / под общ. ред. В.М. Голода. СПб.: ИПЦ СПГУТД, 2007. 610 с.

4. **Касаткин Г.Н.** Водород в конструкционных сталях. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 336 с.

5. **Хенкин В.И.** Дефекты отливок: учеб. пособие. Брянск: БГТУ, 1997. 127 с.

Константин Васильевич Макаренко, д-р техн. наук,
makkon1@yandex.ru;
Сергей Сергеевич Кузовов;
Алексей Валерьевич Пушкарев;
Владимир Николаевич Антохин

УДК 621.74

М.А. Иванов
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Методика определения трещиноустойчивости стали

Рассмотрена методика определения трещиноустойчивости стали с использованием современных научно-исследовательских комплексов. Исследования выполнены для сталей марок 20Л, 40ХЛ и 20Х25ТЛ при различных скоростях охлаждения. Приведены выражения для определения компонентов трещиноустойчивости стали на основе закона Гука и релаксационной способности сплава. Предложена методика проведения испытаний на релаксацию и представлены результаты роста напряжений вследствие усадки при различных скоростях охлаждения для защемленного образца, который моделирует условие полного торможения усадки.

Ключевые слова: трещиноустойчивость; релаксация; высокотемпературные испытания сталей.

The determining method of crack resistance of steel with the usage of modern scientific and research complexes is considered. The studies for steel 20L, 40KhL and 20Kh25TL at different cooling rates are performed. The expressions for determining of crack resistance components of steel on the basis of the Hooke's law and the relaxation ability of the alloy are presented. The method of test for relaxation is proposed and the results of growth of stresses due to shrinkage at different cooling rates for the compressed sample which simulates the condition of complete inhibition of shrinkage are presented.

Keywords: crack resistance; relaxation; high-temperature steels tests.

Образование трещин в отливках [1—6] является актуальной проблемой со времени их производства. Внутренние напряжения, возникающие вследствие торможения усадки, приводят к критическому состоянию при $\sigma(t) \geqslant \sigma_{\text{в}}(t)$, т.е. возникающие напряжения $\sigma(t)$ превышают временное сопротивление разрыву стали $\sigma_{\text{в}}(t)$ в отливке при температуре t.

Необходимо различать два термина: 1) способность стали, как материала, сопротивляться образованию трещин — трещиноустойчивость стали и 2) способность отливки с учетом ее конструкции и неравномерности деформации сопротивляться образованию трещин — трещиноустойчивость отливки. Данные термины являются взаимосвязанными [7], однако в данной работе рассмотрена только трещиноустойчивость стали.

В качестве показателей трещиноустойчивости стали принято следующее соотношение [7]:

$$T_c^{\sigma}(t) = \frac{\sigma_{\text{в}}(t)}{\sigma^0(t)} > 1, \qquad (1)$$

где $T_c^{\sigma}(t)$ — запас технологической прочности сплава, отн. ед.; $\sigma^0(t)$ — напряжения, возникающие при полном торможении усадки, МПа.

Трещины не образуются, если показатель трещиноустойчивости стали больше единицы во всем диапазоне температур.

Значения $\sigma_{\text{в}}(t)$ определяют путем построения диаграммы растяжения. Для учета высоких температур образец нагревали до 1300 °С, а затем охлаждали до заданных температур с разными скоростями, далее проводили испытания на растяжение.

Чтобы определить $\sigma^0(t)$ необходимо в закон Гука ввести коэффициент релаксационной способности сплава P [7], а также иметь представление о способах расчета модуля упругости E, усадки ε, температурных коэффициентов усадки α и модуля упругости β в двух структурных областях существования кристаллических решеток α-Fe и γ-Fe, а также переходной зоне феррито-перлитного превращения:

$$\sigma^0(t) = E(t)\,\varepsilon(t)\,P(t); \qquad (2)$$

$$E_{\gamma} = \beta_{\gamma}\left(t_{\text{у}}^{\text{н}} - t\right) + E^{t_{\text{у}}^{\text{н}}},\ t \in t_{\text{у}}^{\text{н}} \ldots t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}; \qquad (3)$$

$$E_{\alpha} = \beta_{\alpha}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t\right) + E^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}},\ t \in t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} \ldots t_{20}; \qquad (4)$$

$$E_{\text{п.р}} = \beta_{\text{п.р}}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} - t\right) + E^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}},\ t \in t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} \ldots t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}; \qquad (5)$$

$$\varepsilon_{\gamma} = \alpha_{\gamma}\left(t_{y}^{\text{н}} - t\right),\ t \in t_{\text{у}}^{\text{н}} \ldots t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}; \qquad (6)$$

$$\varepsilon_{\alpha} = \alpha_{\alpha}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t\right) + \varepsilon^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}},\ t \in t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} \ldots t_{20}; \qquad (7)$$

$$\varepsilon_{\text{п.р}} = \alpha_{\text{п.р}}\left(t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha} - t\right) + \varepsilon^{t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}},\ \ t \in t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}\ldots t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}, \quad (8)$$

где $t^{\text{н}}_{\text{у}}$ — температура начала усадки, °С; $t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}$, $t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}$ — температура соответственно начала и конца превращения γ-Fe в α-Fe, °С; t_{20} — комнатная температура, °С; $E^{t^{\text{н}}_{\text{у}}}$, $E^{t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}}$, $E^{t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}}$ — модуль упругости при указанных температурах, МПа; $\varepsilon^{t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}}$, $\varepsilon^{t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}}$ — усадка при указанных температурах, ед.

Наличие в формулах (3)—(8) свободных членов модуля упругости или усадки при различных температурах необходимо для исключения появления нулевых значений.

Процесс распада аустенита оказывает существенное влияние на формирование напряженного состояния отливки, так как вследствие феррито-перлитного превращения растягивающие напряжения при полном торможении усадки снижаются.

Поэтому определение трещиноустойчивости стали необходимо начать с указания химического состава сталей 20Л, 40ХЛ, 20Х25ТЛ по ГОСТ 977—88 и определения критических точек методом записи дилатометрической кривой (рис. 1) для каждой стали. С помощью дилатометрической кривой устанавливают критические точки начала и конца $\gamma \to \alpha$ феррито-перлитного превращения при охлаждении образца (см. табл. 1).

По графикам (см. рис. 1) дилатометрических исследований (показана только ветвь охлаждения) определим температурные коэффициенты усадки по следующим соотношениям:

$$\alpha_\gamma = \frac{\Delta\varepsilon_\gamma}{\Delta t_\gamma} = \frac{\varepsilon\left(t^{\text{н}}_{\text{д}}\right) - \varepsilon\left(t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}\right)}{t^{\text{н}}_{\text{д}} - t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}}; \quad (9)$$

$$\alpha_\alpha = \frac{\Delta\varepsilon_\alpha}{\Delta t_\alpha} = \frac{\varepsilon\left(t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}\right) - \varepsilon\left(t^{\text{к}}_{\text{д}}\right)}{t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha} - t_{20}}; \quad (10)$$

$$\alpha_{\text{п.р}} = \frac{\Delta\varepsilon_{\text{п.р}}}{\Delta t_{\text{п.р}}} = \frac{\varepsilon\left(t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}\right) - \varepsilon\left(t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}\right)}{t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha} - t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}}, \quad (11)$$

где α_γ, α_α, $\alpha_{\text{п.р}}$ — температурные коэффициенты усадки соответственно в областях существования кристаллических решеток γ-Fe и α-Fe, а также феррито-перлитного превращения, 1/°С; $\Delta\varepsilon_\gamma$, $\Delta\varepsilon_\alpha$, $\Delta\varepsilon_{\text{п.р}}$ — свободная усадка, ед.; Δt_γ, Δt_α, $\Delta t_{\text{п.р}}$ — температурные интервалы, °С; $t^{\text{н}}_{\text{д}}$, $t^{\text{к}}_{\text{д}}$ — температуры начала и конца проведения дилатометрии соответственно, °С.

Для лучшего понимания процесса роста напряжений при увеличении усадки на рис. 1, *б*, для стали 40ХЛ нанесена схема определения коэффициентов усадки, где в точке начала феррито-перлитного превращения $\gamma \to \alpha$ проведено отражение кривой дилатометрии так, чтобы было видно, что идет рост усадки. На

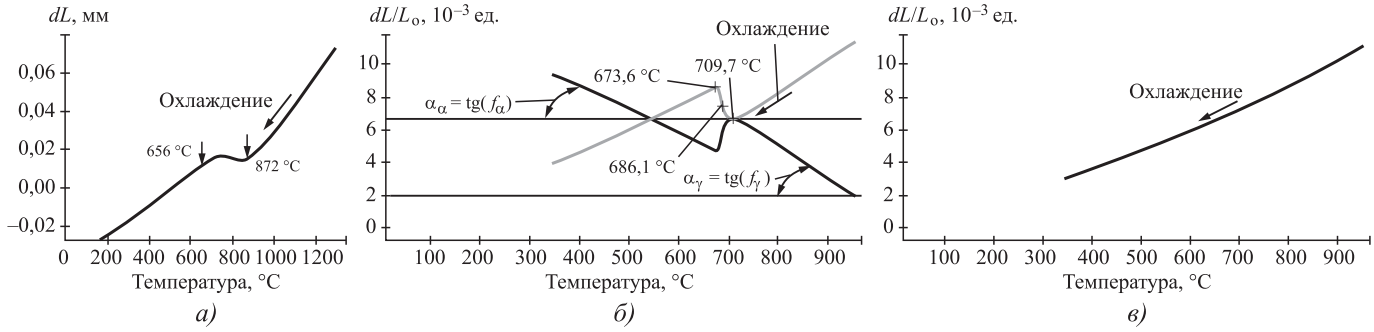


Рис. 1. Дилатометрические кривые и значения критических точек при нагреве и охлаждении со скоростью 15 °С/мин:
а — сталь 20Л, скорость охлаждения 3 °С/мин для образца с рабочей частью $L_{\text{о}}$ = 7 мм; *б* — сталь 40ХЛ, схема определения усадки; *в* — сталь 20Х25ТЛ

1. Дилатометрические параметры сталей

Марка стали	Температура, °С				Усадка $dL/L_{\text{о}}$, 10^{-3} ед.			
	$t^{\text{н}}_{\text{д}}$	$t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}$	$t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}$	$t^{\text{к}}_{\text{д}}$	$\varepsilon\left(t^{\text{н}}_{\text{д}}\right)$	$\varepsilon\left(t^{\text{н}}_{\gamma\to\alpha}\right)$	$\varepsilon\left(t^{\text{к}}_{\gamma\to\alpha}\right)$	$\varepsilon\left(t^{\text{к}}_{\text{д}}\right)$
20Л	1300	872,0	750,0	160	10,714*	1,571*	2,338*	–3,884*
40ХЛ	950	709,7	673,6	345	12,4	7,2	9,4	4,6
20Х25ТЛ	950	—	—	345	10,5	—	—	3,0

* Значения отнесены к длине рабочей части образца $L_{\text{о}}$ = 7 мм.

данной схеме хорошо видно, что при ферритоперлитном превращении усадка снижается.

Определение температуры начала усадки инструментальными методами с использованием дилатометров или комплекса Gleeble System 3800 затруднительно вследствие невозможности нагреть образец свыше 1300 °С для дилатометра и коробления образца на Gleeble System 3800. Поэтому предложено использовать экстраполяцию для определения температуры начала усадки исходя из следующего выражения:

$$\varepsilon_{\gamma}^{0} + \varepsilon_{\alpha}^{0} - \varepsilon_{\text{п.р}}^{0} = \varepsilon_{\text{св}}, \qquad (12)$$

где $\varepsilon_{\text{св}}$ — свободная усадка, определяемая по пробе или из работ [8, 9], ед.; ε_{γ}^{0}, ε_{α}^{0}, $\varepsilon_{\text{п.р}}^{0}$ — части свободной усадки в трех температурных интервалах, ед.:

$$\varepsilon_{\gamma}^{0} = \alpha_{\gamma}\left(t_{\text{у}}^{\text{н}} - t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}\right); \qquad (13)$$

$$\varepsilon_{\alpha}^{0} = \alpha_{\alpha}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t_{20}\right); \qquad (14)$$

$$\varepsilon_{\text{п.р}}^{0} = -\alpha_{\text{п.р}}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} - t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}\right). \qquad (15)$$

Решив совместно выражения (9)—(12), получим:

$$t_{\text{у}}^{\text{н}} = t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} + \frac{\varepsilon_{\text{св}} - \alpha_{\alpha}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t_{20}\right) + \alpha_{\text{п.р}}\left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} - t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}\right)}{\alpha_{\gamma}}. \qquad (16)$$

2. Расчетные значения температурных коэффициентов усадки по соотношениям (9)—(11) и температуры начала усадки по соотношению (16)

Марка стали	Температурный коэффициент усадки, 10^{-6} 1/°С			Свободная усадка $\varepsilon_{\text{св}}$, %	$t_{\text{у}}^{\text{н}}$, °С
	α_{γ}	α_{α}	$\alpha_{\text{п.р}}^{*}$		
20Л	21,3621	10,5458	6,2869	2,05	1507,2
40ХЛ	21,6396	14,6074	60,9418	2,3	1433,0
20Х25ТЛ	—	12,3967	—	1,74	1423,6

* Эквивалентный.

Исходные параметры дилатометрических кривых приведены в табл. 1, а расчетные значения коэффициентов α_{γ}, α_{α}, $\alpha_{\text{п.р}}$ — в табл. 2.

При получении значений температуры начала усадки ниже температуры солидус ее следует скорректировать и принять равной температуре солидус. Достоверная температура начала усадки лежит выше температуры солидус.

Высокотемпературные испытания образцов на растяжение. Испытания проводили на комплексе Gleeble System 3800 при температурах от 1300 до 20 °С с шагом 100...200 °С, а также при температурах $t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}$ и $t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}$ (табл. 3).

По результатам дилатометрии и графиков σ—ε построены температурные зависимости

3. Результаты высокотемпературных испытаний на комплексе Gleeble System 3800

Марка стали	Параметр	Значение параметра						
		при температуре, °С						
		1300	1000	$t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} = 842$	$t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} = 630$	400	200	20
20Л	$\sigma_{\text{в}}(t)$, МПа	15,8	60	79	206	471	506	520
	$\sigma_{0,2}(t)$, МПа	11,2	33	50	152	182	—	369
	$E(t)\cdot 10^{-5}$, МПа	0,35	0,91	1,15	1,50	1,74	1,92	2,09
		при температуре, °С						
		1300	1020	$t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} = 740$	$t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} = 640$	330	200	25
40ХЛ	$\sigma_{\text{в}}(t)$, МПа	15,5	38,5	123,0	300	980	—	940
	$\sigma_{0,2}(t)$, МПа	9,69	17,85	45,9	120,4	601,8	—	—
	$E(t)\cdot 10^{-5}$, МПа	0,22	0,48	0,75	1,34	1,62	1,88	2,09
		при температуре, °С						
		1300	1100	900	—	—	600	300	20
20Х25ТЛ	$\sigma_{\text{в}}(t)$, МПа	7,5	15,3	43,5	—	—	270	570	575
	$\sigma_{0,2}(t)$, МПа	7,14	13,26	36,21	—	—	117,3	178,5	382,5
	$E(t)\cdot 10^{-5}$, МПа	0,52	0,79	1,05	—	—	1,39	1,75	2,08

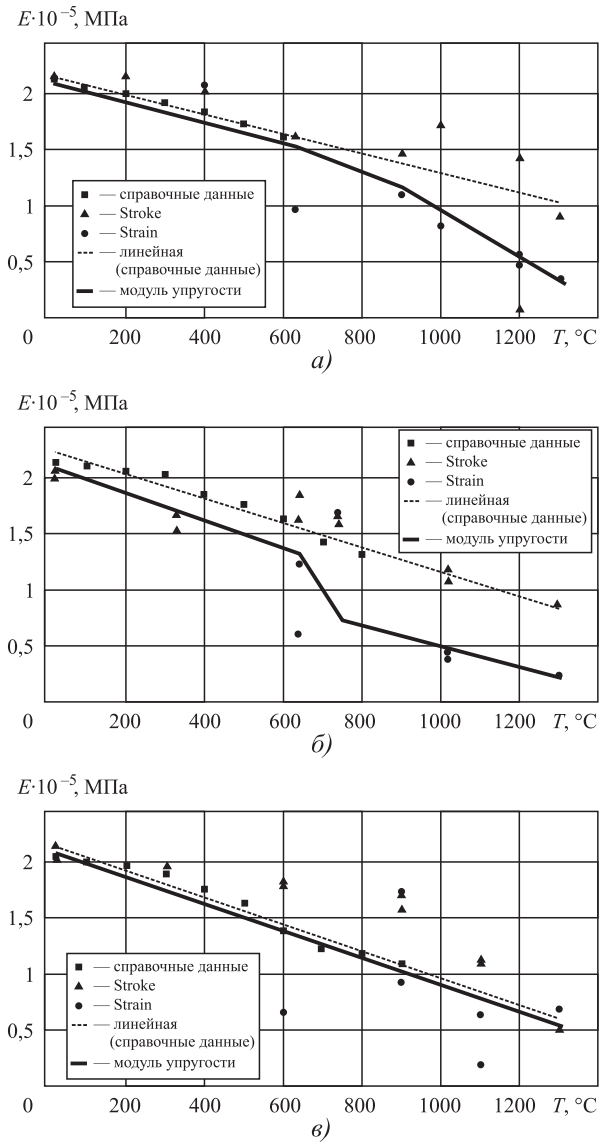


Рис. 2. Изменение модуля упругости сталей в интервале температур 1300...20 °С:

а — сталь 20Л; *б* — сталь 40ХЛ; *в* — сталь 20Х25ТЛ

$E(t)$ во всем температурном интервале (рис. 2). На их основе были определены температурные коэффициенты модуля упругости β_γ, β_α и $\beta_{п.р}$, подобные коэффициентам усадки:

$$\beta_\gamma = \frac{E\left(t^{н}_{\gamma\to\alpha}\right) - E\left(t_{1300}\right)}{t_{1300} - t^{н}_{\gamma\to\alpha}}; \quad (17)$$

$$\beta_\alpha = \frac{E\left(t_{20}\right) - E\left(t^{к}_{\gamma\to\alpha}\right)}{t^{к}_{\gamma\to\alpha} - t_{20}}; \quad (18)$$

$$\beta_{п.р} = \frac{E\left(t^{к}_{\gamma\to\alpha}\right) - E\left(t^{н}_{\gamma\to\alpha}\right)}{t^{н}_{\gamma\to\alpha} - t^{к}_{\gamma\to\alpha}}. \quad (19)$$

На рис. 2 указаны справочные данные модуля упругости, которые получены при нагреве образца. На основе справочных данных построена линейная прямая. В комплекс Gleeble System 3800 была добавлена специальная накладная измерительная система, фиксирующая деформации рабочей зоны образца. Показания данной системы имеют название Strain. Однако для ряда экспериментов полученные значения Strain ошибочны, например, вследствие разрушения образца не по центру. Поэтому на рис. 2 также нанесены точки Stroke, полученные расчетным методом путем отнесения перемещения захвата к длине образца.

В результате анализа всех точек построены прямые изменения модуля упругости в соответствующих температурных интервалах.

По данным табл. 3 по выражениям (17)—(19) рассчитывают температурные коэффициенты модуля упругости (табл. 4).

Релаксацию напряжений на комплексе Gleeble System 3800 исследовали методом нагрева образцов до температуры 1300 °С и выдержки при этой температуре 1 мин. Нагрев происходил при свободных держателях. Затем в защемленном состоянии образец охлаждали со скоростями 0,05; 0,1; 1; 2; 4; 12 и 24 °С/с. Результаты этих исследований приведены на рис. 3 (см. обложку).

Зная значения $\sigma^0(t)$ можно определить коэффициент релаксации P, выразив его из формул (2)—(8) для различных структурных областей и переходной зоны:

$$P_\gamma(t) = \frac{\sigma^0(t)}{\alpha_\gamma\beta_\gamma\left(t^{н}_{y} - t\right)^2 + \alpha_\gamma\left(t^{н}_{y} - t\right)E^{t_{1300}}}; \quad (20)$$

$$P_\alpha(t) = \frac{\sigma^0(t)}{\left(\alpha_\alpha\left(t^{к}_{\gamma\to\alpha} - t\right) + \varepsilon^{t^{к}_{\gamma\to\alpha}}\right)\left(\beta_\alpha\left(t^{к}_{\gamma\to\alpha} - t\right) + E^{t^{к}_{\gamma\to\alpha}}\right)}; \quad (21)$$

$$P_{п.р}(t) = \frac{\sigma^0(t)}{\left(\alpha_{п.р}\left(t^{н}_{\gamma\to\alpha} - t\right) + \varepsilon^{t^{н}_{\gamma\to\alpha}}\right)\left(\beta_{п.р}\left(t^{н}_{\gamma\to\alpha} - t\right) + E^{t^{н}_{\gamma\to\alpha}}\right)}. \quad (22)$$

4. Температурный коэффициент модуля упругости

Марка стали	Температурный коэффициент модуля упругости, 10^{-3} МПа/°С		
	β_γ	β_α	$\beta^*_{п.р}$
20Л	1,8692	0,9672	1,4463
40ХЛ	0,9464	1,2097	5,9000
20Х25ТЛ	—	1,2188	—

* Эквивалентный.

Результаты расчетов по формулам (20)—(22) представлены на рис. 4. Установлено, что скорость охлаждения существенно влияет на релаксацию стали и, в соответствии с выражениями (1) и (2), — на запас прочности стали.

Таким образом, получены все коэффициенты для расчета $\sigma^0(t)$. Далее необходимо рассчитанную температуру начала усадки (см. табл. 3) подставить в следующие формулы:

$$\sigma_\gamma^0(t) = \left(\alpha_\gamma \beta_\gamma \left(t_{\text{у}}^{\text{н}} - t\right)^2 + \alpha_\gamma \left(t_{\text{у}}^{\text{н}} - t\right) E^{t_{\text{у}}^{\text{н}}}\right) P_\gamma(t); \quad (23)$$

$$\sigma_\alpha^0(t) = \left(\alpha_\alpha \left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t\right) + \varepsilon^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}}\right) \times \left(\beta_\alpha \left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}} - t\right) + E^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{к}}}\right) P_\alpha(t); \quad (24)$$

$$\sigma_{\text{п.р}}^0(t) = \left(\alpha_{\text{п.р}} \left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} - t\right) + \varepsilon^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}}\right) \times \left(\beta_{\text{п.р}} \left(t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}} - t\right) + E^{t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}}\right) P_{\text{п.р}}(t). \quad (25)$$

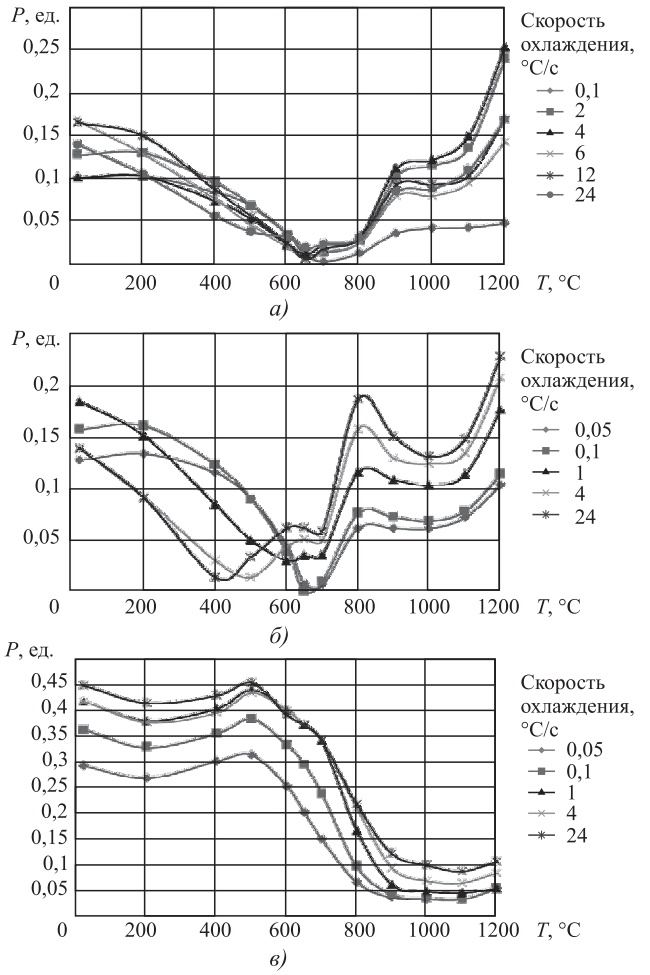


Рис. 4. Коэффициент релаксации *P* сталей при различных скоростях охлаждения:

а — сталь 20Л; *б* — сталь 40ХЛ; в — сталь 20Х25ТЛ

5. Трещиноустойчивость стали по напряжениям с учетом релаксации

Марка стали	Трещиноустойчивость стали $T_c^\sigma(t)$, ед.					
20Л	при температуре, °С					
	1000	872	630	400	200	20
	3,0	3,1	7,4	4,6	2,3	1,5
40ХЛ	при температуре, °С					
	1020	740	640	330	—	20
	2,0	2,3	4,3	11,5	—	2,9
20Х25ТЛ	при температуре, °С					
	1100	900	600	300	—	20
	1,5	1,5	1,5	2,1	—	1,5

Рассчитаем трещиноустойчивость стали $T_c^\sigma(t)$ по выражению (1). Результаты сведены в табл. 5 и представлены на рис. 5.

На основе приведенных результатов разработан алгоритм расчета трещиноустойчивости стали (рис. 6).

Таким образом, учитывая результаты релаксации (см. рис. 3), запас технологической прочности, т.е. трещиноустойчивость стали, возрастает в переходной зоне, а затем снижается в α-области. Максимальные напряжения возникают в образцах из двухфазной стали при двух температурах $t_{\gamma\to\alpha}^{\text{н}}$ и 20 °С. Однако их уровень не превышает временное сопротивление разрыву $\sigma_{\text{в}}(t)$. Этим обеспечивается трещиноустойчивость стали выше 1, как запас технологической прочности.

В γ-области максимальную трещиноустойчивость имеет сталь 20Л. С ростом легирующих элементов трещиноустойчивость исследуемых сталей в γ-области снижается. В α-области сталь 40ХЛ вследствие более высокой прочности

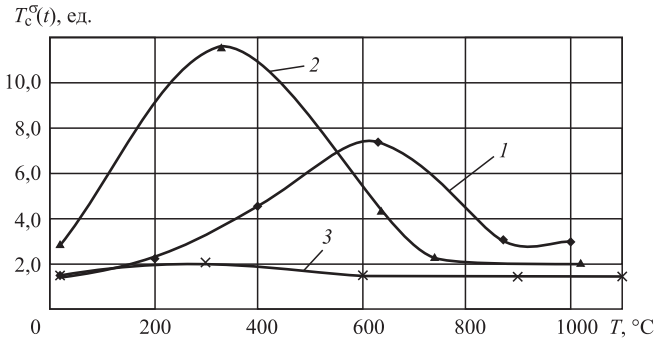


Рис. 5. Трещиноустойчивость сталей при охлаждении со скоростью 24 °С/с:

1 — сталь 20Л; *2* — сталь 40ХЛ; *3* — сталь 20Х25ТЛ

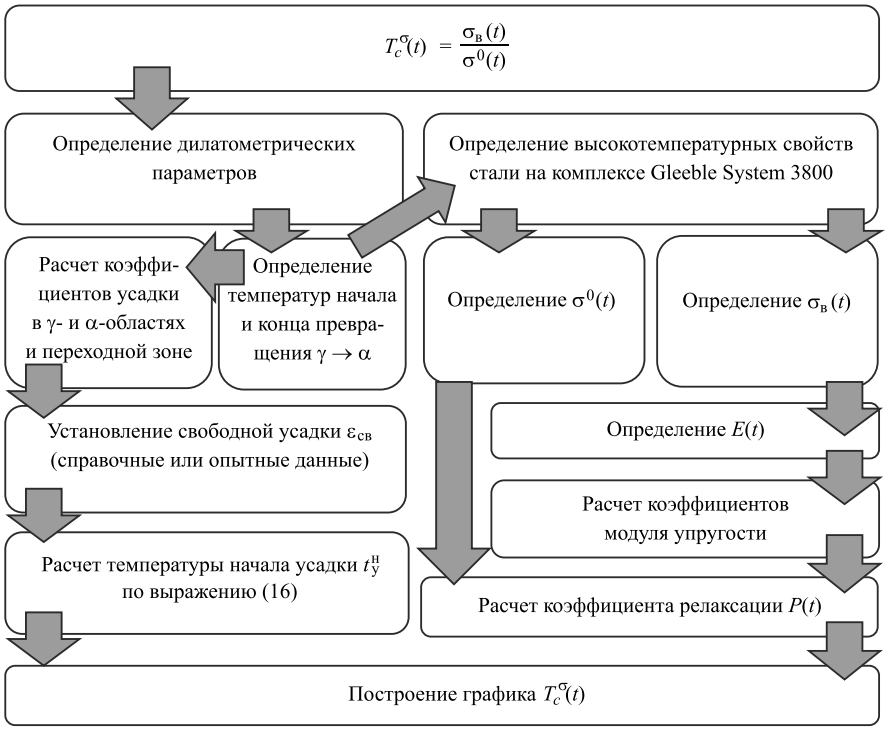


Рис. 6. Алгоритм определения трещиноустойчивости сплава

имеет трещиноустойчивость свыше 2,9. Трещиноустойчивость стали 20Х25ТЛ, не имеющей феррито-перлитного превращения, составляет 1,5 во всем диапазоне температур.

Разработанная методика может быть использована для оценки трещиноустойчивости и других сплавов, например, на основе Al, Cu, Ni, Ti, а также чугунов.

В реальной отливке усадка часто происходит неравномерно за счет наличия разностенности, множества локализованных тепловых узлов, что вызывает неравномерность деформации в теле отливки. В таком узле возникающие напряжения могут превышать предел прочности материала отливки и приводить к трещинам. Для оценки влияния конструкции отливки необходимо определить трещиноустойчивость отливки с учетом коэффициента локализации деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Оценка** вероятности образования горячих трещин в отливках / С.И. Рыбачук, А.И. Шапранов, В.В. Десницкий и др. // Современные методы обеспечения высокого качества отливок. Ленинград: ЛДНТП, 1977. С. 44—47.

2. **Алгоритм** расчета трещиноустойчивости отливок на основе реологических свойств сплава и формы / С.И. Рыбачук, В.В. Десницкий, Ю.Я. Андрейченко и др. // Применение ЭВМ и повышение эффективности литейного производства. Ленинград: ЛДНТП, 1983. С. 33—36.

3. **Повышение** сопротивляемости отливок образованию горячих трещин / А.Я. Шатов, В.Н. Яковлев, Я.В. Копылов // Литейное производство. 1980. № 8. С. 18—19.

4. **Прогнозирование** трещиноустойчивости крупных стальных отливок / Н.К. Вдовин, А.С. Савинов, Н.А. Феоктистов // Литейное производство. 2014. № 12. С. 8—10.

5. **Разработка** механической концепции образования горячих трещин в стальных отливках / Е.О. Ольховик, В.В. Десницкий // Литейщик России. 2007. № 11. С. 21—25.

6. **Экспериментальное** исследование развития затрудненной усадки в стальных отливках / Е.О. Ольховик, Р.В. Желателева, И.А. Матвеев, Р.А. Молчанюк // Литейщик России. 2006. № 5. С. 38—39.

7. **Развитие** теории трещиноустойчивости отливок / М.А. Иванов, В.И. Швецов, Е.Л. Волосатова, Д.В. Изотов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия "Металлургия". Вып. 17. 2011. № 36. С. 48—50.

8. **Василевский П.Ф.** Технология стального литья. М.: Машиностроение, 1974. 408 с.

9. **Кремер М.А.** Фасонное литье из легированных сталей. М.: Машпром, 1965. 64 с.

Михаил Александрович Иванов, канд. техн. наук,
IvanovMA@susu.ru

УДК 621.791.3

Л.П. Андреева, **Б.В. Копаев**
(Московский политехнический университет)

Влияние толщины материала на прочность паяного нахлесточного соединения

Рассмотрено влияние толщины материала на прочность нахлесточного соединения из низкоуглеродистой стали, паянного оловом. Показано, что при равенстве относительных нахлесток средние разрушающие напряжения повышаются с уменьшением толщины материала, что можно объяснить снижением концентрации напряжений по краям нахлестки.

Ключевые слова: паяное нахлесточное соединение; низкоуглеродистая сталь; оловянный припой; концентрация напряжений; прочность; абсолютная и относительная нахлестки.

The influence of material thickness on the strength of the lap joint from mild steel brazed by tin is considered. It is shown, that in case of relative laps average breaking stresses increases with reduction in the material thickness, which can be explained by the decrease of stresses concentration around the edges of the lap.

Keywords: soldered lap joint; low-carbon steel; tin solder; stresses concentration; strength; absolute and relative laps.

Введение. В работах [1—3] приведены исследования прочности паяных нахлесточных соединений в зависимости от ряда технологических (температуры пайки, времени пайки) и конструктивных (зазора, длины нахлестки) факторов.

Нахлесточное соединение характеризуется концентрацией напряжений по краям нахлестки (рис. 1), коэффициент концентрации которых определяют по формуле [2]:

$$\beta = \frac{\alpha l_{н}}{2}\left(\frac{1+\mathrm{ch}(\alpha l_{н})}{\mathrm{sh}(\alpha l_{н})}\right), \qquad (1)$$

где

$$\alpha = \sqrt{\frac{2G}{ES\delta}}, \qquad (2)$$

где G — модуль упругости паяного шва при сдвиге; E — модуль упругости паяемого металла при растяжении; s — толщина паяемого металла; δ — толщина шва.

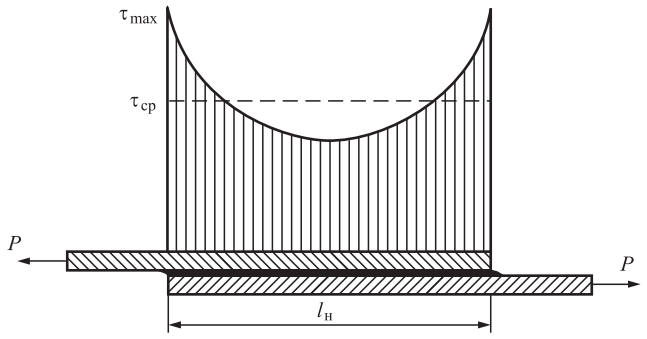


Рис. 1. Распределение касательных напряжений в паяном шве:

τ_{max}, $\tau_{ср}$ — максимальное и среднее напряжения; P — сила нагружения; $l_н$ — длина нахлестки

Согласно выражению (2) коэффициент α зависит от толщины паяемого металла при прочих равных условиях, что делает зависимым от толщины металла и коэффициент концентрации напряжений β.

Изменение коэффициента концентрации касательных напряжений изменяет прочность паяного нахлесточного соединения [4]. Таким образом, толщина паяемого металла оказывает влияние на прочность нахлесточного соединения. Однако информации по данному вопросу не было найдено, поэтому исследование влияния толщины металла на прочность паяного нахлесточного соединения является актуальным.

Методика выполнения исследования. Исследование выполняли на низкоуглеродистой стали марки Ст3 толщиной 0,8; 2 и 4 мм. В качестве припоя и флюса использовали олово и 50%-ный водный раствор хлорида цинка $ZnCl_2$.

Пайку пластин осуществляли по предварительно облуженным поверхностям с последующим их сжатием при пайке силой 5...10 даН для стабилизации зазора и соответственно толщины паянного шва. Толщина шва влияет на прочность нахлесточного соединения [3], поэтому ее случайные изменения вызывают рассеяния прочности. Стабилизация толщины паяного шва (зазора) при пайке стабилизирует прочность соединения, что является важным фактором при экспериментальном исследовании.

Длину нахлестки варьировали, изменяя ее значения до получения равнопрочности паяного соединения основному металлу. По значениям разрушающих сил определяли средние по площади нахлестки разрушающие напря-

жения $\tau_{ср}$. Для каждой длины нахлестки выполняли от трех до пяти паяных образцов.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Зависимости средних значений (из 4—5 результатов) разрушающих напряжений от абсолютной длины нахлестки для разных толщин приведены на рис. 2, из которого видно, что максимальные значения $\tau_{ср}$ соответствуют толщине материала s = 4 мм. С уменьшением толщины материала снижаются разрушающие напряжения. Для объяснения полученных зависимостей было рассмотрено изменение коэффициента концентрации напряжений β от толщины материала.

По формуле (2) коэффициент α вычисляли при $G = 1{,}8 \cdot 10^4$ МПа для олова [3]; $E = 1{,}96 \cdot 10^5$ МПа для углеродистой стали [2]; δ = 0,022 мм (из опыта). Малое значение толщины шва δ (зазора) определяется пайкой по облуженным поверхностям с применением силы сжатия паяемых пластин. Для толщины материала s = 0,8 мм получили $\alpha_{0,8} = 3{,}23$ мм$^{-1}$ и для s = 4 мм — $\alpha_4 = 1{,}44$ мм$^{-1}$.

Коэффициент концентрации напряжений β определяли для значений длины нахлестки $l_н$ = 3 и 11 мм. При $l_н$ = 3 мм для толщины материала 0,8 мм имеем β(0,8; 3) = 4,84, а для толщины 4 мм β(3; 4) = 2,22. Соответственно, при длине нахлестки 11 мм для толщин 0,8 и 4 мм значения коэффициента равны: β(0,8; 11) = = 17,76 и β(4; 11) = 7,94.

Расчет показал, что с уменьшением толщины материала коэффициент концентрации напряжений β увеличивается. Это качественно объясняет снижение средних разрушающих напряжений для толщины 0,8 мм по сравнению с толщиной 4 мм (см. рис. 2). Для дальнейшего объяснения полученной зависимости были рассмотрены количественные соотношения между коэффициентами концентрации напряжений и разрушающими напряжениями для толщин 0,8 и 4 мм.

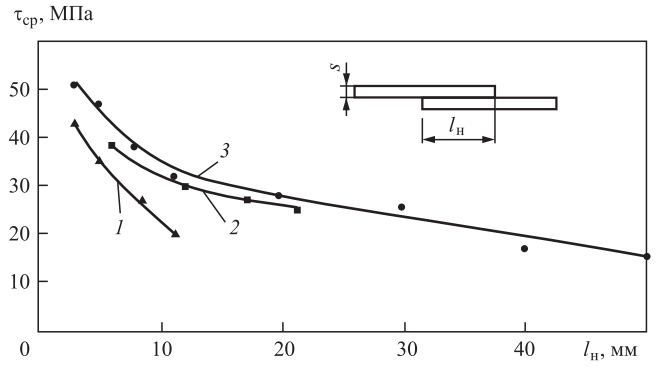


Рис. 2. Зависимость прочности паяного соединения от абсолютной длины нахлестки:

1 — s = 0,8 мм; *2* — s = 2 мм; *3* — s = 4 мм

При длине нахлестки $l_н$ = 3 мм отношение коэффициентов β составляет

$$\gamma_3 = \beta(0{,}8;\ 3)/\beta(4;\ 3) = 2{,}18,$$

а при $l_н$ = 11 мм:

$$\gamma_{11} = \beta(0{,}8;\ 11)/\beta(4;\ 11) = 2{,}23.$$

Полученные отношения коэффициентов β практически не отличаются, что позволяет считать $\gamma_3 = \gamma_{11}$. Это следует и из выражения (1), так как при разных толщинах и одинаковой длине нахлестки отношение γ определяется отношением коэффициентов α с некоторой поправкой от гиперболических функций.

Отношение средних разрушающих напряжений ψ определяли как отношение бóльших напряжений, соответствующих толщине 4 мм, к меньшим, соответствующих толщине 0,8 мм (см. рис. 2). Тогда получим:

для $l_н$ = 3 мм

$$\psi_3 = \tau_{ср}(4;\ 3)/\tau_{ср}(0{,}8;\ 3) = 1{,}20$$

и для $l_н$ = 11 мм

$$\psi_{11} = \tau_{ср}(4;\ 11)/\tau_{ср}(0{,}8;\ 11) = 1{,}54.$$

Сопоставление отношений средних разрушающих напряжений ψ с отношениями коэффициентов концентрации напряжений γ показало, что они сильно различаются при длине нахлестки 3 мм и в большей степени сближаются при длине нахлестки 11 мм. Совпадение данных отношений было бы в том случае, если разрушающие напряжения определялись только коэффициентами концентрации напряжений (обратно пропорционально).

В паяном шве перед его разрушением протекает пластическая деформация, которая снижает концентрацию напряжений по краям нахлестки и выравнивает распределение напряжений по ее длине [4].

Следовательно, малое различие между разрушающими напряжениями при длине нахлестки 3 мм объясняется сглаживанием концентрации напряжений пластической деформацией шва.

В соединении (4 + 4) мм, имеющем коэффициент β = 2,22, пластическая деформация в шве равномерно распределяется по его длине [5], что, возможно, полностью выравнивает распределение напряжений по длине нахлестки, а в соединении (0,8 + 0,8) мм, имеющем больший коэффициент β = 4,84, концентрация напряжений может сохраняться до самого разрушения, что снижает разрушающее напряжение по сравнению с толщиной 4 мм.

При длине нахлестки 11 мм резко возрастают коэффициенты концентрации напряжений в соединениях для обеих толщин. Но при этом, если

при толщине (4 + 4) мм распределение пластической деформации в шве по длине нахлестки также остается равномерным [5, 6], что сглаживает и концентрацию напряжений ($\tau_{ср}$(4; 11)), то при толщине (0,8 + 0,8) мм имеет место концентрация пластической деформации в шве по краям нахлестки [5, 6], что приводит к более раннему образованию трещин по краям нахлестки и, соответственно, к более раннему разрушению соединения в целом при более низких средних разрушающих напряжениях $\tau_{ср}$(0,8; 11). Коэффициент ψ_{11} увеличивается и больше приближается к коэффициенту γ_{11} чем при длине нахлестки 3 мм.

На практике при конструировании паяных соединений используют относительную нахлестку в виде отношения абсолютной длины нахлестки $l_н$ к толщине материала s. Относительную длину нахлестки принимают равной $l_н/s$ = 3...5 [1].

Зависимость разрушающих напряжений от относительной длины нахлестки для рассмотренных толщин приведена на рис. 3, из которого видно, что более высокий уровень разрушающих напряжений соответствует меньшим толщинам, т.е. в данном случае влияние толщины на разрушающие напряжения имеет противоположный характер по сравнению с рис. 2. Это объясняется тем, что при равной относительной длине нахлестки с увеличением толщины возрастают абсолютная длина нахлестки и коэффициент β. Например, при $l_н/s$ = 5 абсолютная длина нахлестки для толщины 0,8 мм составляет 4 мм, а для толщины 4 мм — 20 мм. При таких абсолютных длинах нахлестки отношение гиперболических функций в формуле (1) равно единице и коэффициент $\beta = \frac{\alpha l_н}{2}$.

Тогда имеем для толщины 0,8 мм β(0,8; 4) = = 6,46 и для толщины 4 мм β(4; 20) = 14,4. Для толщины 4 мм коэффициент β в 2 раза больше, чем для толщины 0,8 мм, что характеризует более высокую степень концентрации напряжений и снижение средних разрушающих напряжений по сравнению с толщиной 0,8 мм.

Выводы

1. Средние разрушающие напряжения в нахлесточных соединениях из низкоуглеродистой стали толщиной 0,8...4 мм, паянных оловом, при равной абсолютной нахлестке повышаются с увеличением толщины материала.

2. При равных абсолютных нахлестках повышение прочности паяного соединения с ростом его толщины согласуется со снижением концентрации напряжений и концентрации пластической деформации в шве по краям нахлестки.

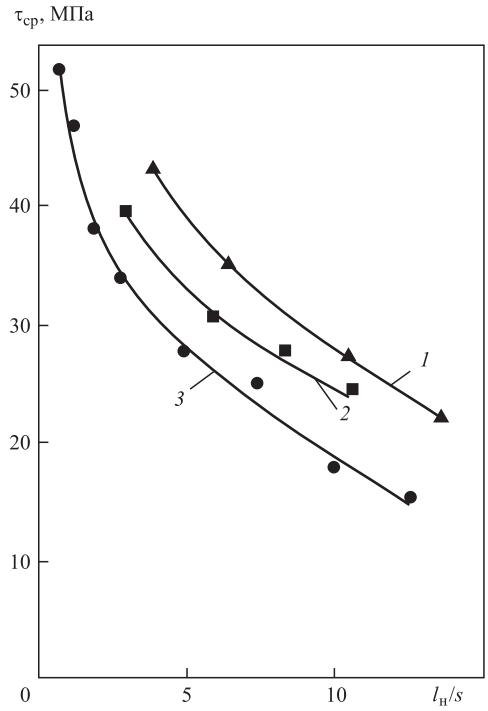


Рис. 3. Зависимость прочности паяного соединения от относительной длины нахлестки:
1 — s = 0,8 мм; *2* — s = 2 мм; *3* — s = 4 мм

3. В зависимости от относительной длины нахлестки паяные соединения меньших толщин характеризуются бóльшими средними разрушающими напряжениями по сравнению с соединениями повышенных толщин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лашко Н.Ф., Лашко С.В.** Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1988. 376 с.

2. **Справочник** по пайке / под ред. И.Е. Петрунина. 3-е изд. М.: Машиностроение-1, 2003. 480 с.

3. **Кузнецов О.А., Погалов А.И.** Прочность паянных соединений. М.: Машиностроение, 1987. 112 с.

4. **Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А.** Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций: учеб. пособие. М.: Высш. школа, 1982. 272 с.

5. **Андреева Л.П., Копаев Б.В.** Пластическая деформация паяного шва нахлесточного соединения // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 6. С. 7—12.

6. **Андреева Л.П., Латыпова Г.Р., Маляревский Д.Г.** Пластическая деформация паяного шва нахлесточного соединения // Современные автомобильные материалы и технологии (САМИТ—2015): сб. статей VII Междунар. науч.-техн. конф. 2015. С. 11—14.

Людмила Павловна Андреева, канд. техн. наук,
andree-va@mail.ru;
Борис Валентинович Копаев, канд. техн. наук

УДК 621.7

П.А. Рыжов, С.А. Евсюков, Ю.Х. Хациев
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Исследование процесса обжима трубчатых заготовок с выходом в цилиндрическую часть

Исследовано влияние на форму краевого участка тонкостенной трубной заготовки на выходе из конической обжимной матрицы различных параметров процесса (материал заготовки, относительная исходная толщина стенки заготовки, радиус перехода конического участка матрицы в цилиндрический). На основании моделирования формоизменения получены данные для определения разницы между максимальным радиусом краевого участка и радиусом основной части цилиндра, а также длины данного участка, являющегося дефектным из-за отклонения геометрии стенки в этой области от цилиндрической поверхности.

Ключевые слова: обжим; коническая матрица; цилиндрическая часть; краевое расширение; радиус перехода матрицы; моделирование.

The impact of different process parameters (workpiece material, workpiece relative original wall thickness, the die conic section to the cylindrical one transition radius) on the shape of thin-walled parison tube edge section at the exit of the conic swaging die is studied. Determination data of the difference between the maximum edge section radius and the radius of the main part of the cylinder, and the length of this section being defective because of deviation of the geometry of the wall in this region from the cylindrical surface, is obtained by the deformation modeling.

Keywords: swaging; conic die; cylindrical part; edge broadening; die transition radius; modeling.

Операция обжим трубных заготовок достаточно распространена, поэтому ее изучению посвящено много работ. Например, работы Ю.А. Аверкиева, А.Ю. Аверкиева, Е.А. Попова, работы [1—8] и др. Однако исследование образования цилиндрического пояска меньшего диаметра изучено не достаточно полно [9, 10].

Известно, что в процессе обжима трубчатых заготовок в коническую матрицу с выходом в цилиндрическую часть в краевой области полученной поковки происходят искажение цилиндрической части и потеря контакта заготовки с поверхностью матрицы (рис. 1, см. обложку).

При этом разница между максимальным радиусом краевого участка $R_{внеш}$ и радиусом основной части цилиндра $r_{внеш}$ ($R_{внеш} - r_{внеш} = (D - d)/2$) составляет Δd (рис. 2, 3, см. обложку). Данная величина является важной характеристикой краевого расширения, поэтому при проектировании деталей, получаемых обжимом, важно заранее оценить ее значение.

В [10] приведена система уравнений для вычисления меридиональных напряжений σ_ρ, в которые в неявном виде входит величина зазора Δd. Однако решение указанной системы уравнений отличается большой громоздкостью вычислений и требует подстановки исходных данных, получаемых из графиков, полученных только для конкретного типоразмера заготовки и материала.

В связи с этим является актуальным поиск решений, позволяющих получить значение Δd другими методами.

В данной работе величина Δd определена методом математического моделирования. При обеспечении точности геометрии инструмента и заготовки, точности позиционирования заготовки и одинаковых условиях трения по линии контакта в каждом сечении заготовки при операции обжима осуществляется осесимметричная схема напряженного состояния. В связи с этим данную задачу можно моделиро-

Сопоставление полученных моделированием значений с экспериментальными данными

S_2	D	d	Δd	δS_2	δD	δd	$\delta\Delta d$
мм				%			
Моделирование				−3,66	−2,80	2,83	1,72
5,74	62,60	60,90	0,85				
Эксперимент							
5,54	64,40	62,68	0,86				

вать, используя 2D-конечные элементы. Из широко используемых в настоящее время программных комплексов 2D-моделирования был выбран программный комплекс DeForm-2D, как сравнительно простой в использовании и обеспечивающий высокую точность получаемых результатов относительно реальных экспериментов для большинства процессов обработки материалов давлением.

Программный комплекс DeForm-2D позволяет приближенно оценить размеры заготовки в процессе деформации, поэтому для точного измерения рассматриваемых величин применяли программный комплекс AutoCAD. Снимок экрана (скриншот), сделанный в программном комплексе DeForm 2D, помещался в комплекс AutoCAD. Схема измерения краевого участка заготовки по результатам моделирования представлена на рис. 3 (см. обложку). Для получения значений требуемых размеров размеры на рис. 3 умножались на масштабный коэффициент M, равный отношению значения радиуса R, полученного в программном комплексе DeForm-2D, к аналогичному измеренному в программном комплексе AutoCAD значению. Таким же способом можно измерять значения любых других величин, получаемых моделированием в различных программных комплексах.

В результате наименьшую погрешность относительно проведенного измерения реальных заготовок дает моделирование со следующими параметрами:

— материал заготовки — AISI-5135 H, Cold (американский аналог стали 40ХН);

— температура деформации 20 °С;

— реологические модели: заготовки — упругопластическая, деталей штампов — жесткая;

— число конечных элементов (КЭ) сетки заготовки $10^5...1{,}5\cdot10^5$;

— размер КЭ от 1,5 до 5 мм;

— коэффициент трения на смазанных поверхностях 0,05 (смазка Литол-24), на прочих поверхностях 0,12.

Значения полученных моделированием величин и их погрешностей относительно экспериментальных приведены в таблице. За экспериментальные данные приняты средние арифметические значения измерений семи заготовок.

Как видно из таблицы, погрешность всех измеряемых величин относительно реальных значений не превышает по абсолютной величине 3,66 %, что позволяет использовать данную математическую модель для моделирования реальных процессов обжима с выходом в цилиндрическую часть.

Для исследования участка краевого расширения моделировались процессы обжима заготовок с тремя значениями исходной относительной толщины стенки S_0/D_0 (0,06; 0,11 и 0,17) из трех различных материалов: стали 40ХН, алюминиевого сплава Д16 и меди.

Срединный диаметр заготовок D_0 и теоретический коэффициент обжима при выходе в цилиндрическую часть $K_{обж.теор} = D_0/2R_м = 1{,}49$ при этом не изменялись. Измеряли: 1) толщину стенки при образовании конического участка (в данном случае текущий коэффициент обжима $K_{обж.тек}$ изменялся от 1,0 до максимального фактического значения $K_{обж} = D_0/d = 1{,}47$); 2) величины, характеризующие участок краевого расширения при выходе в цилиндрическую часть (разница между максимальным радиусом краевого участка и радиусом основной части цилиндра Δd и длина дефектного участка Δl).

Как видно из построенных в соответствии с результатами моделирования графиков (рис. 4), утолщение стенки заготовки при обжиме увеличивается с повышением степени деформации и очень слабо зависит от материала [7], что также подтверждает адекватность применяемой модели. При использовании заготовок с большой (более 0,11) исходной относительной толщиной стенки S_0/D_0 форма поковки сильно искажается в средней части из-за радиальных перемещений материала в этой области (рис. 5, см. обложку). Утолщение стенки максимально также в этой области. Поэтому рациональнее использовать заготовки с исходной относительной толщиной стенки S_0/D_0 не более 0,11.

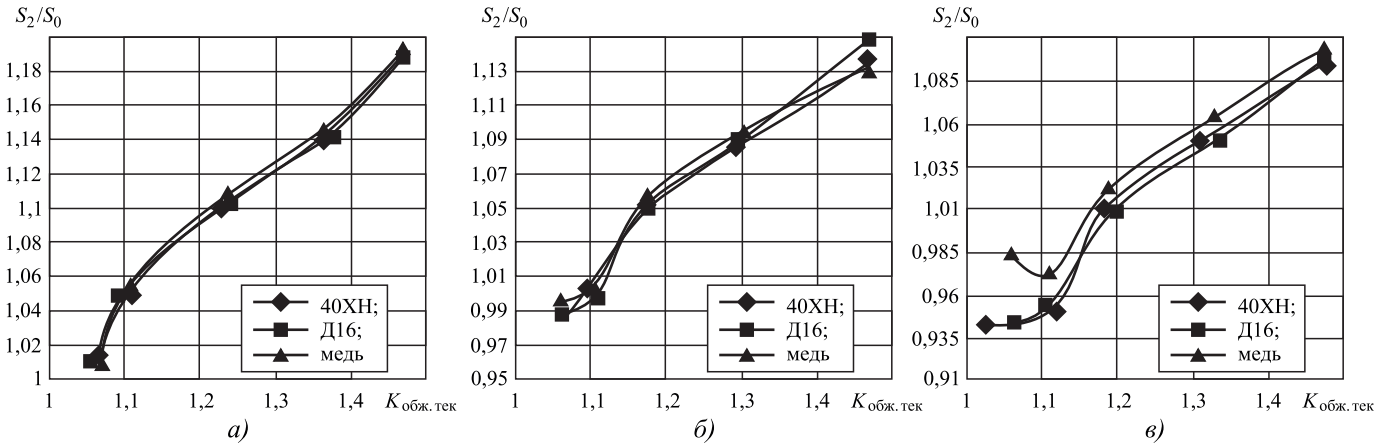


Рис. 4. Зависимости относительного утолщения стенки заготовки S_2/S_0 от текущего коэффициента обжима $K_{обж.тек}$ различных материалов с исходной относительной толщиной стенки заготовки S_0/D_0:

а — 0,06; *б* — 0,11; *в* — 0,17

Далее исследовали влияние относительного радиуса скругления конического участка матрицы на образование участка краевого расширения. Разница между максимальным радиусом краевого участка $D/2$ и радиусом основной части цилиндра $d/2$ (Δd на рис. 2) заметно убывает с увеличением этой величины (рис. 6). При этом Δd выше для бóльших значений исходной относительной толщины стенки заготовки.

Отсюда следует вывод, что с точки зрения получения допустимого зазора Δd величина $r_м/D_0$ должна быть не менее 0,5 (см. рис. 6).

Зависимости относительной длины дефектного участка $\Delta l/D_0$ на внешней ($\Delta l_{внеш}/D_0$) и внутренней ($\Delta l_{внутр}/D_0$) сторонах поковки от $r_м/D_0$ для различных S_0/D_0 показаны на рис. 7. Численные значения достаточно условны, так как в программном комплексе DeForm-2D отсутствует инструмент для точного измерения подобных величин, имеющих криволинейные переходные участки. В связи с этим не представляется возможным оценить истинную форму данных кривых. Однако эти графики позволяют судить о качественном поведении длины дефектного участка при изменении параметров моделирования.

Величина Δl также убывает с увеличением $r_м/D_0$; в некоторых случаях выделить этот участок вообще представляется трудным, о чем свидетельствуют нулевые значения Δl на графиках при $r_м/D_0 > 2{,}5$. При этом за счет деформации по схеме плоского изгиба величина Δl на внутренней стороне поковки больше, чем на внешней.

При одинаковой исходной форме заготовки величина Δd так же, как и изменение толщины стенки, не зависит от вида материала, а при значениях $S_0/D_0 > 0{,}1$ практически не возрастает с увеличением относительной толщины стенки (рис. 8, см. обложку).

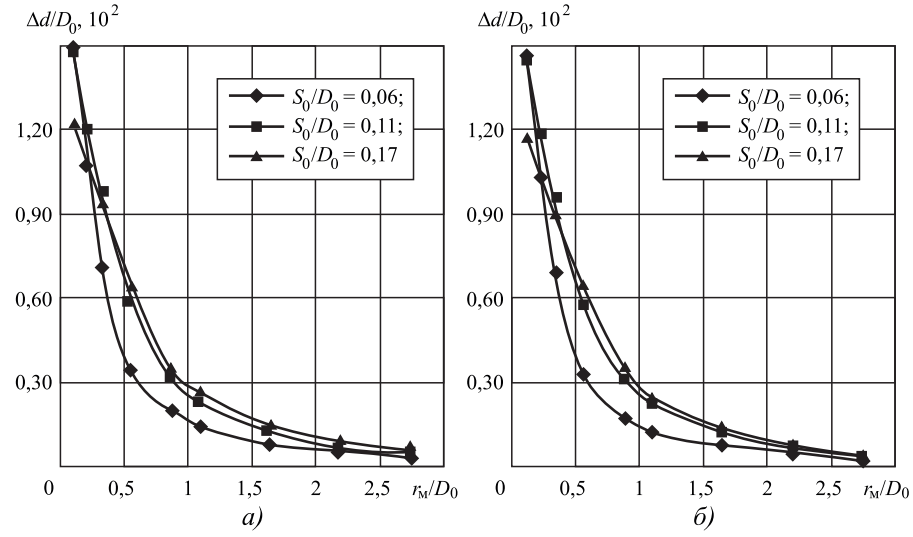


Рис. 6. Зависимости относительной разницы между максимальным радиусом краевого участка и радиусом основной части цилиндра $\Delta d/D_0$ от относительного радиуса скругления конического участка матрицы $r_м/D_0$ при различных исходных относительных толщинах стенки заготовки S_0/D_0:

а — сталь 40ХН; *б* — алюминиевый сплав Д16

Выводы

1. Разница между максимальным радиусом краевого участка и радиусом основной части цилиндра Δd заметно убывает с увеличением относительного радиуса скругления

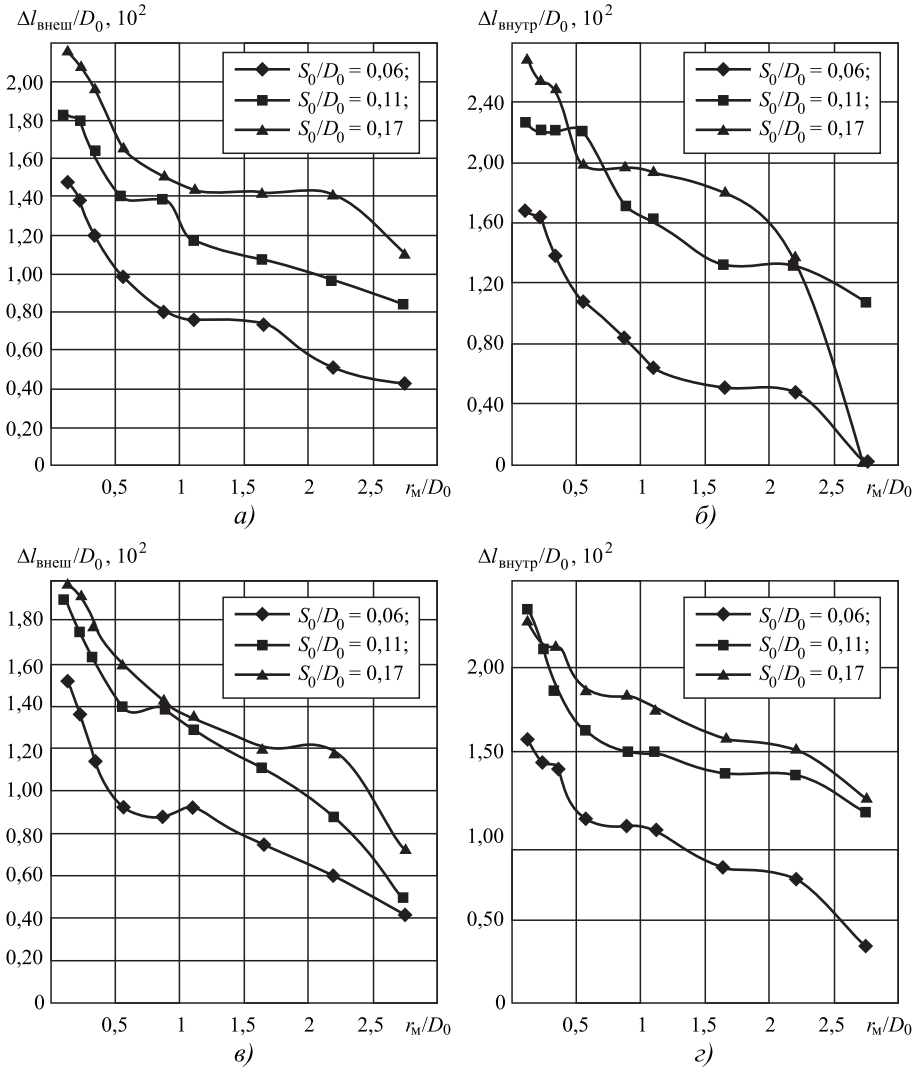


Рис. 7. Зависимости относительной длины дефектного участка от относительного радиуса скругления конического участка матрицы $r_м/D_0$ при различных исходных относительных толщинах стенки заготовки S_0/D_0:

а, *в* — на внешней стороне поковки $\Delta l_{внеш}/D_0$; *б*, *г* — на внутренней стороне поковки $\Delta l_{внутр}/D_0$; *а*, *б* — сталь 40ХН; *в*, *г* — алюминиевый сплав Д16

конического участка матрицы $r_м/D_0$. При этом он выше для бóльших значений исходной относительной толщины стенки заготовки S_0/D_0. С точки зрения получения допустимого зазора Δd величина $r_м/D_0$ должна быть не менее 0,5.

2. При одинаковой исходной форме заготовки величина Δd не зависит от вида материала, а при значениях $S_0/D_0 > 0{,}1$ практически не возрастает с увеличением относительной толщины стенки.

3. Длина дефектного участка (на внешней и внутренней частях поковки) убывает с увеличением относительного радиуса скругления кромки матрицы $r_м/D_0$ и при его значениях выше 2,5 выделение такого участка становится затруднительным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Wolker A.** Hot and cold forming processes // Mass production. 1969. Vol. 45. № 9. P. 25—32.

2. **The metallurgy** of deep drawing and pressing / Jevons J.D. London: Chapman & Hall Ltd., 1945. 751 p.

3. **Пат. 9003856 США, МПК B21K 23/04 (2006.01)**. Способ изготовления детали с фланцем / Masuyama Takehiko, Matec Co., Ltd. 2015.

4. **Нгуен Куок Хуи.** Совершенствование технологии изготовления сложнопрофильных осесимметричных деталей из толстостенных трубных заготовок: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Тула, 2015. 16 с.

5. **Евсюков С.А.** Влияние напряженного состояния на изменение длины образующей заготовки // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 1996. № 2. С. 94—100.

6. **Евсюков С.А.** Влияние объемности схемы напряженного состояния на изменение толщины заготовки // Оборудование и процессы обработки давлением: материалы Всероссийской юбилейной науч.-техн. конф. "100-летие со дня рождения профессора А.И. Зимина". М., 1995. С. 112—120.

7. **Евсюков С.А.** Разработка процессов и методов проектирования листовой штамповки деталей из трубных заготовок: дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.05. М., 1998.

8. **Езжев А.С., Белокуров О.А, Легких А.Н.** Разработка технологического процесса штамповки переводников для насосно-компрессорных труб // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 4. С. 32—38.

9. **Технология** производства патронов стрелкового оружия. Ч. 2. Процессы штамповки / Н.П. Агеев, Г.А. Данилин, В.П. Огородников. СПб., 2006. 533 с.

10. **Ковка** и штамповка: справочник: в 4-х т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.

Павел Андреевич Рыжов,
pr1987@mail.ru;
Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук;
Юрий Харитонович Хациев

УДК 621.979-82

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

Об использовании потенциальной энергии поднятой траверсы вертикального пресса

Рассмотрена возможность применения гидропреобразователя, работающего как мультипликатор расхода и обеспечивающего получение необходимого расхода рабочей жидкости за счет энергии жидкости, вытесняемой из подъемных гидроцилиндров под действием силы тяжести поднятой траверсы, для наполнения рабочих гидроцилиндров вертикального гидравлического пресса при холостом ходе подвижной траверсы вниз. Приведен пример выбора параметров такого гидропреобразователя.

Ключевые слова: гидропривод вертикального пресса; наполнение рабочих гидроцилиндров во время холостого хода; выбор параметров гидропреобразователя.

The possibility of using of hydraulic transducer, which works as flow multiplier and provides the necessary working fluid flow due to fluid energy, supplanted from the lift cylinders under the gravity of raised beam, for filling of working cylinders of hydraulic vertical press during idling of walking beam down is considered. Example of the parameters choice of the hydraulic transducer is presented.

Keywords: hydraulic drive of vertical press; filling of working cylinders during idling; choice of hydraulic transducer parameters.

На вертикальных гидравлических ковочных и штамповочных прессах холостой ход подвижной траверсы вниз ("свободное опускание" траверсы) осуществляется преимущественно под действием силы тяжести траверсы и движущихся вместе с ней частей пресса (например, плунжеров рабочих гидроцилиндров и закрепленной на траверсе штамповой оснастки). В связи с этим при холостом ходе траверсы вниз нецелесообразно создавать в рабочих полостях рабочих гидроцилиндров существенное манометрическое давление. Достаточно обеспечить в рассматриваемом случае качественное (без нарушения сплошности) заполнение указанных полостей рабочей жидкостью.

Максимальная скорость холостого хода траверсы вниз, как правило, значительно больше скорости ее рабочего хода, и, соответственно, расход рабочей жидкости, который требуется для заполнения рабочих полостей рабочих гидроцилиндров во время холостого хода, превышает расход рабочей жидкости, необходимый для выполнения рабочего хода.

В случае использования на прессе насосного гидропривода подачу насосов выбирают из условия обеспечения заданной максимальной скорости осуществления рабочего хода подвижной траверсы и она недостаточна для заполнения рабочих полостей рабочих гидроцилиндров при выполнении холостого хода. При использовании насосно-аккумуляторного гидропривода экономически нецелесообразно расходовать рабочую жидкость высокого давления для заполнения рабочих полостей рабочих гидроцилиндров при выполнении холостого хода, так как вся механическая энергия жидкости при этом преобразуется в тепловую энергию и теряется.

На многих прессах при выполнении холостого хода траверсы рабочие полости рабочих гидроцилиндров заполняются рабочей жидкостью из бака наполнения, в котором жидкость находится под небольшим манометрическим давлением (обычно 0,5...1,0 МПа) или под атмосферным давлением (в этом случае бак наполнения располагается выше рабочих гидроцилиндров).

Однако бак наполнения, находящийся под манометрическим давлением, относится к сосудам высокого давления и как устройство, представляющее повышенную опасность для обслуживающего персонала и окружающих, подлежит регистрации и периодическому освидетельствованию органами Ростехнадзора.

Применение бака наполнения, работающего под атмосферным давлением и находящегося выше рабочих гидроцилиндров гидропривода подвижной траверсы пресса, не всегда возможно из-за низкого расположения подкрановых путей в цехе, где эксплуатируется пресс. При использовании такого бака при прочих равных условиях требуются клапаны наполнения с повышенным диаметром условного прохода, которые должны находиться выше рабочих гидроцилиндров, что затрудняет техническое обслуживание указанных клапанов.

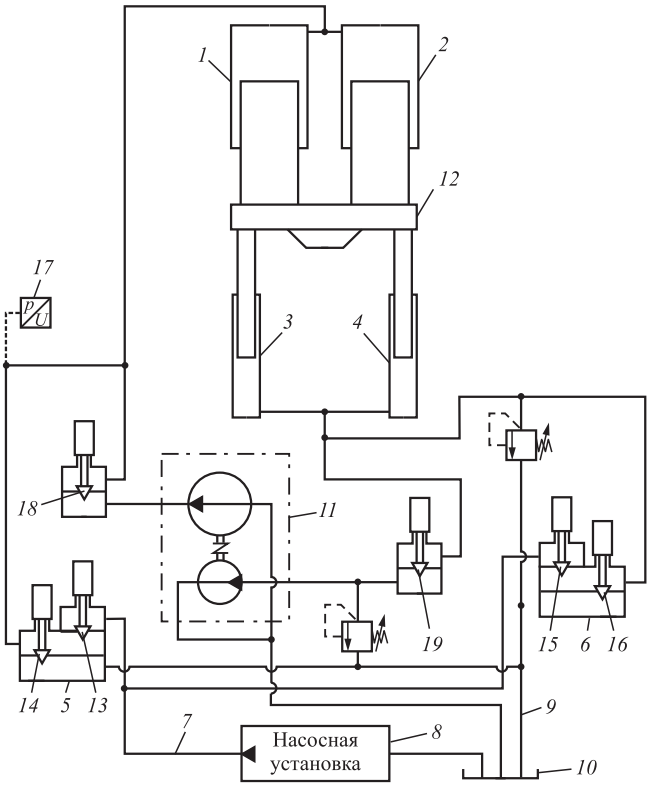
Скорость движения подвижной траверсы при ее холостом ходе вниз регулируется изменением площади проходного сечения сливного клапана подъемных гидроцилиндров (или другого дросселирующего гидроаппарата, установленного в гидролинии, соединяющей подъемные гидроцилиндры с гидробаком).

При отсутствии в составе гидропривода пресса уравновешивающих гидроцилиндров вся потенциальная энергия подвижной траверсы пресса при ее холостом ходе вниз теряется, поскольку частично расходуется на совершение работы против сил трения в подвижных парах направляющих траверсы и ее гидроцилиндров привода, а в основном преобразуется в тепловую энергию жидкости, вытесняемой из подъемных гидроцилиндров (подъемных полостей рабочих гидроцилиндров) в гидробак гидросистемы через сливной клапан подъемных гидроцилиндров (или другой дросселирующий гидроаппарат, установленный в гидролинии, соединяющей подъемные гидроцилиндры с гидробаком, и используемый для регулирования скорости движения подвижной траверсы при ее холостом ходе вниз).

Часть потенциальной энергии поднятой подвижной траверсы пресса при ее холостом ходе вниз может быть использована для обеспечения заполнения рабочих полостей рабочих гидроцилиндров жидкостью, если в качестве устройства наполнения применить гидропреобразователь, работающий как мультипликатор расхода и обеспечивающий получение необходимого расхода рабочей жидкости за счет энергии жидкости, вытесняемой из подъемных гидроцилиндров [1]. При этом нет необходимости в использовании в составе гидросистемы пресса бака наполнения (с соответствующим объемом рабочей жидкости), что в ряде случаев упрощает компоновку гидросистемы пресса и снижает стоимость гидросистемы.

Гидропреобразователь может быть выполнен как поступательного, так и вращательного движения (см. рисунок).

Основной характеристикой гидропреобразователя является коэффициент преобразования i, представляющий собой отношение большего характерного геометрического размера гидропреобразователя к меньшему ($i > 1$). Характерным геометрическим размером для поступательного гидропреобразователя является эффективная площадь поршня (плунжера), а для вращательного гидропреобразователя — характерный (или рабочий) объем гидромашины.



Упрощенная принципиальная схема гидропривода подвижной траверсы вертикального пресса с гидропреобразователем вращательного движения (пат. 2598410 RU):

1, *2* — рабочие гидроцилиндры; *3*, *4* — подъемные гидроцилиндры; *5* — гидрораспределитель рабочих гидроцилиндров; *6* — гидрораспределитель подъемных гидроцилиндров; *7* — напорная гидролиния; *8* — насосная установка; *9* — сливная гидролиния; *10* — гидробак; *11* — гидропреобразователь; *12* — подвижная траверса; *13—16*, *18*, *19* — управляемые клапаны; *17* — датчик давления

Для обеспечения качественного (без нарушения сплошности жидкости) заполнения полостей рабочих гидроцилиндров при холостом ходе подвижной траверсы пресса вниз со скоростью $v_{х.х}$ расход рабочей жидкости, поступающей в указанные полости, должен составлять

$$Q_{р.ц} = A_{р.ц}v_{х.х}, \quad (1)$$

где $A_{р.ц}$ — суммарная эффективная площадь плунжеров рабочих гидроцилиндров подвижной траверсы пресса.

При движении подвижной траверсы пресса вниз со скоростью $v_{х.х}$ расход рабочей жидкости, вытесняемой из подъемных гидроцилиндров равен:

$$Q_{п.ц} = A_{п.ц}v_{х.х}, \quad (2)$$

где $A_{п.ц}$ — суммарная эффективная площадь плунжеров подъемных гидроцилиндров подвижной траверсы пресса.

В идеальном случае без учета утечек и перетечек рабочей жидкости и ее сжимаемости с точки зрения решаемой задачи желательно, чтобы выполнялось условие:

$$Q_{р.ц} = iQ_{п.ц}. \quad (3)$$

Тогда с учетом выражений (1) и (2) коэффициент преобразования гидропреобразователя должен составлять:

$$i = A_{р.ц}/A_{п.ц}. \quad (4)$$

Однако соотношение (4) не является необходимым при выборе параметров гидропреобразователя, так как в связи с наличием допусков на характерные размеры рабочих и подъемных гидроцилиндров и гидропреобразователя, утечек и перетечек рабочей жидкости и ее сжимаемости проблематично обеспечить поступление в рабочие полости рабочих гидроцилиндров с выхода гидропреобразователя жидкости при ее расходе, строго равном значению, требуемому согласно выражению (1) при текущей скорости $v_{х.х}$ холостого хода подвижной траверсы вниз.

Если расход жидкости в рабочие полости рабочих гидроцилиндров с выхода гидропреобразователя меньше значения, требуемого согласно выражению (1), что для идеализированного случая равносильно выполнению соотношения:

$$i < A_{р.ц}/A_{п.ц},$$

то для исключения нарушения сплошности жидкости в указанных полостях при холостом ходе подвижной траверсы вниз в них дополнительно должна подаваться жидкость при расходе $Q_{доп}$, равном в первом приближении

$$Q_{доп} = (A_{р.ц} - iA_{п.ц})v_{х.х}.$$

Более предпочтительным является вариант, когда расход жидкости в рабочие полости рабочих гидроцилиндров с выхода гидропреобразователя превышает значение, требуемое согласно выражению (1), что для идеализированного случая равносильно выполнению соотношения:

$$i > A_{р.ц}/A_{п.ц}.$$

В этом случае для опускания подвижной траверсы рабочие полости рабочих гидроцилиндров должны быть дополнительно соединены с питательным баком гидросистемы пресса, например, посредством клапана, который используется для разгрузки рабочих гидроцилиндров от повышенного давления по окончании рабочего хода. При этом в рабочих полостях рабочих гидроцилиндров в процессе холостого хода подвижной траверсы вниз (благодаря гарантированному сливу некоторого количества жидкости) возможно поддержание заданного давления $p_{р.ц}$, несколько превышающего атмосферное и достаточного для исключения выделения из жидкости растворенного воздуха в количестве, значительно снижающем модуль упругости газожидкостной смеси, которой фактически является рабочая жидкость.

Для выполнения гидропреобразователем функции устройства наполнения рабочих полостей рабочих гидроцилиндров во время холостого хода подвижной траверсы вниз должно обеспечиваться выполнение следующего силового соотношения при максимальном установленном значении $v_{х.х}^{max}$ скорости $v_{х.х}$:

$$[(R + A_{р.ц}p_{р.ц})/A_{п.ц} - \Delta p_1]\eta_{гп}/i - \Delta p_2 = p_{р.ц}, \quad (5)$$

где R — результирующая сила, под действием которой происходит холостой ход подвижной траверсы вниз;

Δp_1 — потери давления на участке от рабочих полостей подъемных гидроцилиндров до входной полости гидропреобразователя;

$\eta_{гп}$ — гидромеханический коэффициент полезного действия (КПД) гидропреобразователя;

Δp_2 — потери давления на участке от выходной полости гидропреобразователя до рабочих полостей рабочих гидроцилиндров.

Согласно соотношению (5), чем меньше при прочих равных условиях потери давления Δp_1 и Δp_2, тем больше коэффициент преобразования i гидропреобразователя, который можно использовать в системе наполнения пресса. Предельное максимальное значение коэффициента преобразования, соответствующее случаю $\Delta p_1 = \Delta p_2 = 0$:

$$i_{пред} = [(R + A_{р.ц}p_{р.ц})/A_{п.ц}]\eta_{гп}/p_{р.ц}. \qquad (6)$$

При выбранном значении коэффициента преобразования i на значения потерь давления Δp_1 и Δp_2 накладывается следующее ограничение:

$$\Delta p_2 + \Delta p_1\eta_{гп}/i = R\eta_{гп}/(iA_{п.ц}) + \\ + [A_{р.ц}\eta_{гп}/(iA_{п.ц}) - 1]p_{р.ц}. \qquad (7)$$

Рассмотрим в качестве примера выбор параметров гидропреобразователя вращательного движения для системы наполнения вертикального гидравлического пресса, имеющего следующие технические характеристики: $A_{р.ц} = 5284{,}16$ см^2; $A_{п.ц} = 673{,}87$ см^2; $R = 661$ кН; $v_{х.х}^{max} = 115$ мм/с; рабочая жидкость — минеральное масло HLP 46. Примем $p_{р.ц} = 0{,}2$ МПа.

В соответствии с приведенными характеристиками максимальный расход рабочей жидкости, вытесняемой из подъемных гидроцилиндров при выполнении холостого хода подвижной траверсы вниз, составляет:

$$Q_{п.ц}^{max} = A_{п.ц}v_{х.х}^{max} = 464{,}97 \text{ л/мин}.$$

При этом давление во входной полости гидропреобразователя не превышает значение: $(R + A_{р.ц}p_{р.ц})/A_{п.ц} = 11{,}377$ МПа.

С учетом полученных данных в качестве входной гидромашины гидропреобразователя можно применять, например, пластинчатый гидромотор типа M4E-214-1N00-B502 производства фирмы DENISON, входящей в состав международной компании Parker Hannifin Corporation (США). Данный гидромотор имеет рабочий объем $q_м = 222$ см^3; максимальное рабочее давление $p_{max} = 17{,}5$ МПа; максимальную частоту вращения вала при непрерывной работе и максимальном рабочем давлении $n_{max} = 2500$ об/мин; объемный и гидромеханический КПД при максимальном рабочем давлении и $n = 2000$ об/мин соответственно $\eta_{об.м} = 0{,}945$ и $\eta_{гм.м} = 0{,}917$.

При $Q_{п.ц}^{max} = 464{,}97$ л/мин и $\eta_{об.м} = 0{,}945$ расчетная частота вращения вала гидромотора M4E-214-1N00-B502 составляет:

$$n = Q_{п.ц}^{max}\eta_{об.м}/q_м = 1979{,}27 \text{ об/мин}.$$

При $v_{х.х}^{max} = 115$ мм/с расход рабочей жидкости, которая должна поступать в рабочие полости рабочих гидроцилиндров пресса для обеспечения их качественного наполнения во время холостого хода подвижной траверсы вниз, для рассматриваемого случая:

$$Q_{п.ц}^{max} = A_{р.ц}v_{х.х}^{max} = 3646{,}07 \text{ л/мин}.$$

Для обеспечения указанного расхода в качестве выходной гидромашины гидропреобразователя можно использовать, например, четыре шестеренных насоса типа KF6/500 H1 0BN0A 7DP1 производства фирмы KRACHT (Германия). Насос KF6/500 H1 0BN0A 7DP1 имеет рабочий объем $q_н = 505$ см^3; максимальное рабочее давление $p_{max} = 2{,}0$ МПа; максимальную частоту вращения вала $n_{max} = 2000$ об/мин; объемный и гидромеханический КПД при максимальном рабочем давлении и $n = 1450$ об/мин соответственно $\eta_{об.н} = 0{,}93$ и $\eta_{гм.н} = 0{,}83$.

При $n = 1979{,}27$ об/мин и $\eta_{об.н} = 0{,}93$ четыре указанных насоса обеспечивают подачу $Q_н$, превышающую значение $Q_{р.ц}^{max} = 3646{,}07$ л/мин:

$$Q_н = 4q_н n\eta_{об.н} = 3718{,}26 \text{ л/мин}.$$

В соответствии со сделанным выбором гидромашин, входящих в состав гидропреобразователя, его коэффициент преобразования равен:

$$i = 4q_н/q_м = 9{,}1$$

(для рассматриваемого случая $A_{р.ц}/A_{п.ц} = 7{,}855$).

В первом приближении гидромеханический КПД гидропреобразователя можно принять равным: $\eta_{гп} = \eta_{гм.м}\eta_{гм.н} = 0{,}76$ (при этом $i_{пред} = 43{,}23$).

Тогда согласно соотношению (7) должно обеспечиваться выполнение условия:

$$\Delta p_2 + 0{,}0835\Delta p_1 = 0{,}75 \text{ МПа}.$$

Поскольку при холостом ходе подвижной траверсы вниз на участке от выходной полости гидропреобразователя до рабочих полостей рабочих гидроцилиндров расход рабочей жидкости существенно превышает расход рабочей жидкости на участке от рабочих полостей подъемных гидроцилиндров до входной полости гидропреобразователя, то значение потерь давления Δp_2 целесообразно минимально ограничивать в рамках имеющихся возможностей.

С учетом полученного результата примем, например, $\Delta p_2 = 0{,}7$ МПа. Тогда $\Delta p_1 = 0{,}6$ МПа.

Так как расходы жидкости на участках от рабочих полостей подъемных гидроцилиндров до входной полости гидропреобразователя и от выходной полости гидропреобразователя до рабочих полостей рабочих гидроцилиндров при холостом ходе подвижной траверсы вниз со скоростью $v_{х.х}^{max}$ известны, то подбор проходных сечений труб и запорно-регулирующей гидроаппаратуры на указанных участках при установленных значениях Δp_1 и Δp_2 не составляет труда.

По сравнению со случаем использования в гидросистеме пресса бака наполнения с избыточным давлением $p_{б.н} = 0{,}6$ МПа при применении рассмотренного гидропреобразователя экономия энергии ΔE во время холостого хода подвижной траверсы вниз на расстояние $h_{х.х} = 1{,}0$ м при прочих равных условиях составляет

$$\Delta E = (p_{б.н} - p_{р.ц})A_{р.ц}h_{х.х} = 211{,}37 \text{ кДж}.$$

Заключение. Применение в гидросистеме вертикального пресса гидропреобразователя, работающего как мультипликатор расхода, позволяет обеспечить качественное (без нарушения сплошности жидкости) заполнение рабочих полостей рабочих гидроцилиндров при холостом ходе подвижной траверсы вниз за счет потенциальной энергии поднятой траверсы и исключить необходимость в использовании в гидросистеме пресса бака наполнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Реконструкция** ковочного пресса "UNITED" силой 20 МН / М.Е. Гойдо, В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, Л.Б. Шнайдер // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 4. С. 20—25.

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

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.771.074

С.В. Поворов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Расчет размеров профиля листовой заготовки в промежуточных переходах при формовке в роликах по заданным режимам

Предпринята попытка систематизации уравнений, из решения которых находят неизвестные значения размеров, необходимых для полного описания поперечного сечения заготовки на промежуточных стадиях формообразования. Предложен способ унификации уравнений, который позволяет эффективно автоматизировать расчеты неизвестных значений размеров при определенных условиях протекания процесса.

Ключевые слова: формовка в роликах; профилегибочный стан; автоматизация проектирования калибровок; листовая заготовка.

Attempt of equations systematization, the solutions of which find the unknown values of the dimensions necessary for complete description of the cross section of the workpiece in the intermediate stages of forming is made. The method of standardization of equations, which allows to automate the calculations of the unknown values of the dimensions under certain conditions of the process is offered.

Keywords: roll forming; roll forming mill; computer-aided roll design; blank.

В работе [1] рассмотрены семь наиболее распространенных способов формообразования профиля из листовой заготовки. Три из них наиболее распространены при производстве профилей и четыре — при производстве прямошовных сварных труб. Рассмотрим особенности формообразования профилей на примере формовки швеллера (рис. 1).

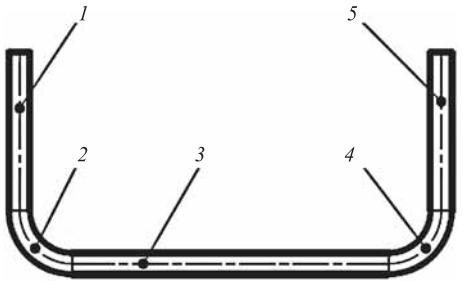


Рис. 1. Швеллер

Как видно из рис. 1, поперечное сечение швеллера условно состоит из пяти элементов: прямолинейных полок *1*, *5*, стенки *3* и двух криволинейных элементов с постоянным радиусом *2*, *4*. Для каждого элемента на рис. 1 проведена срединная или так называемая профильная линия. При проектировании калибровок размеры профиля удобно приводить именно к этой линии, поскольку она является эквидистантной к контуру профиля и расстояние между ней и контуром равно половине толщины листовой заготовки.

Далее размеры профиля будем указывать по срединной линии контура. Также будем считать, что профильная линия является нейтральной линией деформации, т.е. ее длина остается неизменной. Таким образом, ширина исходной заготовки будет равна сумме длин срединных линий всех элементов получаемого профиля. Такое допущение приемлемо для

случаев подгибки, при которых радиус места сгиба достаточно большой по сравнению с толщиной листа в месте сгиба, а также если в калибровке не применяется торцевое поджатие к боковым кромкам листовой заготовки.

При формовке швеллера в последовательно расположенных калибрах I—IV (рис. 2) происходит последовательная подгибка полок, и поперечное сечение в калибрах приобретает вид, показанный на рис. 2.

Подгибаемые полки и стенка профиля остаются плоскими, а формирование зоны сгиба может осуществляться тремя способами. Первый способ показан на рис. 2 и состоит в том, что длины срединных линий всех элементов остаются постоянными, а увеличение угла подгибки в радиусной зоне достигается за счет уменьшения радиуса изгиба. При этом заданными являются конечные размеры профиля и углы подгибки, выбранные инженером, а неизвестными, подлежащими определению, являются радиусы. Определить неизвестные радиусы можно из выражения, связывающего длину дуги с ее радиусом и углом:

$$L = RA, \tag{1}$$

где L — длина дуги окружности, мм; R — радиус, мм; A — угол, рад.

Поскольку длины всех элементов профильной линии по данной схеме формообразования

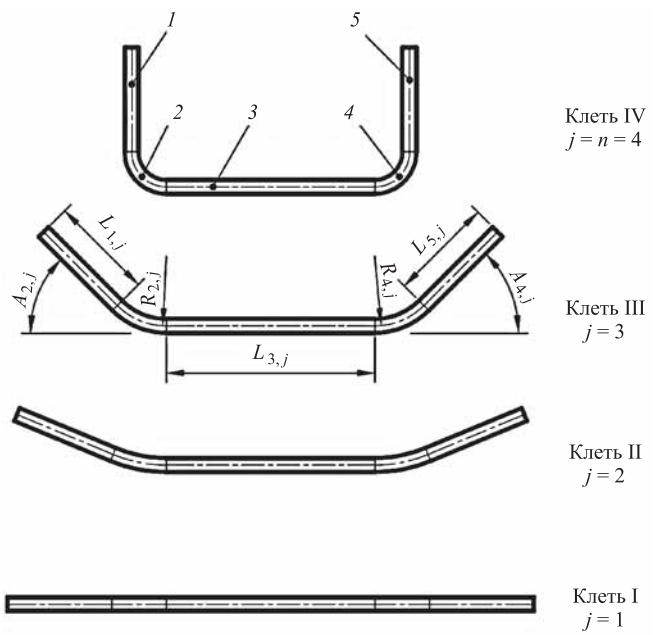


Рис. 2. 1-я схема формообразования швеллера

остаются постоянными, то система уравнений для определения длины каждого i-го элемента профильной линии в j-й клети будет иметь следующий вид:

$$\begin{cases} L_{1,j} = L_{1,n}, \\ L_{2,j} = L_{2,n} = R_{2,n}A_{2,n}, \\ L_{3,j} = L_{3,n} \\ L_{4,j} = L_{4,n} = R_{4,n}A_{4,n}, \\ L_{5,j} = L_{5,n}. \end{cases} \tag{2}$$

Каждый элемент, входящий в систему: длина L, радиус R, угол A имеют два индекса. Первый определяет номер элемента, как это было описано выше, и может принимать значения $i = 1, ..., m$, где m — число элементов профильной линии, для данного швеллера $m = 5$. Второй индекс определяет номер клети и может принимать значения $j = 1, ..., n$, где n — число клетей, в данном случае $n = 4$.

Такая система уравнений должна быть решена для каждой клети. В этой системе первое, третье и пятое уравнения являются тождественными, и их можно было бы опустить, но поскольку в других схемах формообразования этого сделать нельзя, то эти уравнения оставлены для общности формы записи. После определения длин второго и четвертого элементов по выражению (1) можно вычислить искомые значения их радиусов:

$$R_{2,j} = \frac{L_{2,j}}{A_{2,j}}; \quad R_{4,j} = \frac{L_{4,j}}{A_{4,j}}. \tag{3}$$

Систему уравнений (2) удобно представить в матричном виде $Bx = b$, где B — матрица системы; x — вектор неизвестных; b — столбец свободных членов:

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \\ L_{4,j} \\ L_{5,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{1,n} \\ L_{2,n} \\ L_{3,n} \\ L_{4,n} \\ L_{5,n} \end{pmatrix}. \tag{4}$$

Для 1-й схемы формообразования матрица системы имеет диагональный вид, элементы, находящиеся на главной диагонали, равны

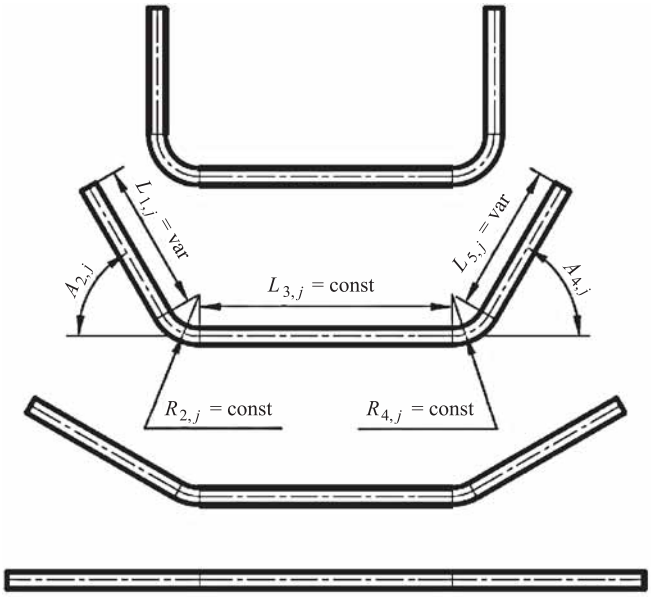


Рис. 3. 2-я схема формообразования швеллера

единице, остальные равны нулю. Вектор неизвестных содержит длины элементов в *j*-й клети, и столбец свободных членов содержит длины элементов профильной линии для готового профиля.

Такие *системы линейных алгебраических уравнений* (СЛАУ) легко решаются во всех прикладных математических программных продуктах, а методы их решения подробно описаны в разделе линейной алгебры, что дает возможность подобрать наиболее подходящий способ решения.

При формовке по 2-й схеме (рис. 3) постоянными остаются длина стенки и радиус в месте изгиба, а увеличение угла подгибки достигается вовлечением в зону изгиба металла из прилегающей подгибаемой полки.

При этом длина средней линии радиусного участка увеличивается от нуля (для исходной заготовки) до конечного значения, соответствующего заданному профилю, а длина смежной полки уменьшается на такую же величину. Исходными данными, помимо размеров конечного профиля, являются значения углов подгибки, заданных инженером, и радиусы в месте изгиба, а неизвестными величинами — длины подгибаемых полок, т.е. первого и пятого элементов профильной линии в каждой клети. Неизвестные величины могут быть определены из уравнения:

$$\begin{cases} L_{1,j} = L_{1,n} + L_{2,n} - L_{2,j}, \\ L_{2,j} = R_{2,j}A_{2,j}, \\ L_{3,j} = L_{3,n}, \\ L_{4,j} = R_{4,j}A_{4,j}, \\ L_{5,j} = L_{5,n} + L_{4,n} - L_{4,j}. \end{cases} \quad (5)$$

В матричной форме эта система будет иметь следующий вид:

$$\begin{pmatrix} 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \\ L_{4,j} \\ L_{5,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{1,n} + L_{2,n} \\ R_{2,j}A_{2,j} \\ L_{3,n} \\ R_{4,j}A_{4,j} \\ L_{5,n} + L_{4,n} \end{pmatrix}. \quad (6)$$

3-я схема формообразования похожа на 2-ю с тем отличием, что в ней увеличение угла подгибки достигается за счет вовлечения в радиусную зону металла из прилегающей стенки швеллера. Исходные данные такие же, как во 2-й схеме, а неизвестной величиной является длина третьего элемента профильной линии — стенки швеллера. Система уравнений и ее матричное представление приведены ниже:

$$\begin{cases} L_{1,j} = L_{1,n}, \\ L_{2,j} = R_{2,j}A_{2,j}, \\ L_{3,j} = L_{3,n} + L_{2,n} + L_{4,n} - L_{2,j} - L_{4,j}, \\ L_{4,j} = R_{4,j}A_{4,j}, \\ L_{5,j} = L_{5,n}. \end{cases} \quad (7)$$

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \\ L_{4,j} \\ L_{5,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{1,n} \\ R_{2,j}A_{2,j} \\ L_{3,n} + L_{2,n} + L_{4,n} \\ R_{4,j}A_{4,j} \\ L_{5,n} \end{pmatrix}. \quad (8)$$

Также возможен вариант комбинирования 2-го и 3-го способа, тогда материал в радиусную зону будет вовлекаться сразу из обоих прилегающих элементов профиля. В этом случае неизвестными будут длины первого, третьего и пятого элементов профильной линии, а система разрешающих уравнений примет вид:

$$\begin{cases} L_{1,j} = L_{1,n} + 0,5L_{2,n} - 0,5L_{2,j}, \\ L_{2,j} = R_{2,j}A_{2,j}, \\ L_{3,j} = L_{3,n} + 0,5L_{2,n} - 0,5L_{2,j} + \\ + 0,5L_{4,n} - 0,5L_{4,j}, \\ L_{4,j} = R_{4,j}A_{4,j}, \\ L_{5,j} = L_{5,n} + 0,5L_{4,n} - 0,5L_{4,j}. \end{cases} \quad (9)$$

$$\begin{pmatrix} 1 & 0,5 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0,5 & 1 & 0,5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0,5 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \\ L_{4,j} \\ L_{5,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{1,n} + 0,5L_{2,n} \\ R_{2,j}A_{2,j} \\ L_{3,n} + 0,5L_{2,n} + 0,5L_{4,n} \\ R_{4,j}A_{4,j} \\ L_{5,n} + 0,5L_{4,n} \end{pmatrix}. \quad (10)$$

При формовке прямошовных сварных труб распространены следующие схемы.

Формирование трубной заготовки осуществляется по так называемой двухрадиусной схеме (4-я схема), при которой сечение заготовки состоит из трех радиусных элементов (рис. 4),

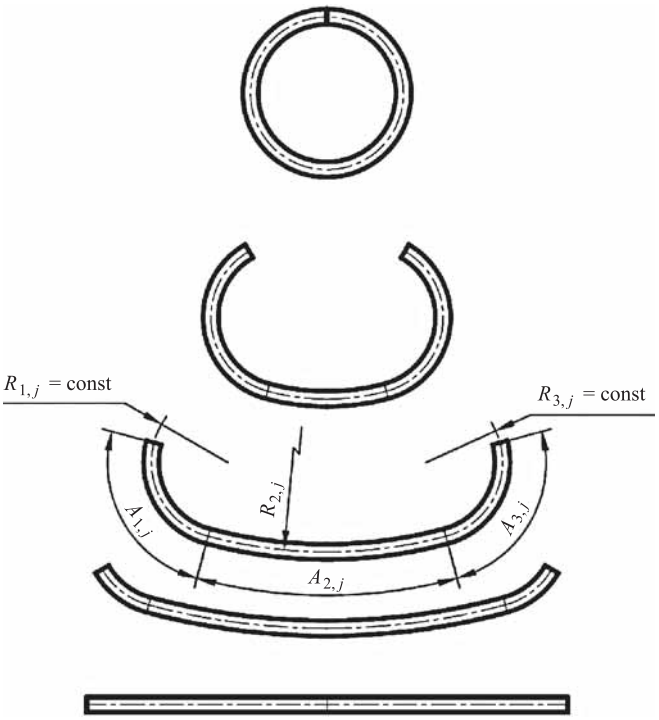


Рис. 4. 4-я схема формообразования трубы

т.е. $m = 3$ и, соответственно, число уравнений будет равно 3.

Боковые элементы профиля ($i = 1$ и $i = 3$) формуются при постоянном значении радиуса и, как было описано выше, в таком случае металл по мере увеличения угла подгибки вовлекается в радиусные зоны из прилегающего центрального элемента ($i = 2$), который также является криволинейным.

По 4-й схеме исходными данными являются: диаметр конечной трубы и углы подгибки, выбранные инженером, а неизвестная величина — радиус второго элемента, который можно определить из выражения (1), для которого предварительно потребуется вычислить длину этого элемента. Система уравнений для определения длин элементов и ее матричное представление следующие:

$$\begin{cases} L_{1,j} = R_{1,j}A_{1,j}, \\ L_{2,j} = L_{2,n} + L_{1,n} + L_{3,n}, , \\ L_{3,j} = R_{3,j}A_{3,j}. \end{cases} \quad (11)$$

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} R_{1,j}A_{1,j} \\ L_{2,n} + L_{1,n} + L_{3,n} \\ R_{3,j}A_{3,j} \end{pmatrix}. \quad (12)$$

5-я схема формообразования похожа на 3-ю, только в данном случае при постоянном значении радиуса формуется центральная часть заготовки ($i = 2$), а боковые элементы являются криволинейными, и по мере увеличения угла подгибки материал, изначально находящийся в этих участках, оказывается в центральной части. В данном случае неизвестными величинами являются радиусы боковых элементов, для определения которых потребуется вычислить длины этих элементов из следующей системы уравнений:

$$\begin{cases} L_{1,j} = L_{2,n} + 0,5L_{2,n} - 0,5L_{2,j}, \\ L_{2,j} = R_{2,j}A_{2,j}, \\ L_{3,j} = L_{3,n} + 0,5L_{2,n} - 0,5L_{2,j} \end{cases} \quad (13)$$

или СЛАУ

$$\begin{pmatrix} 1 & 0,5 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0,5 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} L_{1,j} \\ L_{2,j} \\ L_{3,j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{1,n} + 0,5L_{2,n} \\ R_{2,j}A_{2,j} \\ L_{3,n} + 0,5L_{2,n} \end{pmatrix}. \quad (14)$$

6-я схема формообразования отличается от 5-й только тем, что центральная часть сечения $i = 2$ остается прямолинейной в процессе формовки, поэтому для нее нужно определить только длину по системе уравнений (11).

Согласно 7-й схеме формирование трубной заготовки происходит путем равномерного изгиба поперечного сечения листа по всей его ширине, подобно тому, как происходит формирование радиусной зоны при формовке швеллера по 1-й схеме. Согласно данной схеме профильная линия состоит из одного элемента и полностью описывается зависимостью (1).

Анализируя приведенный выше обзор способов формирования профиля из листовой заготовки, можно выделить характерные особенности:

- контур поперечного сечения и срединную линию можно условно разделить на составные части: прямолинейные и криволинейные с постоянным радиусом;
- срединную или профильную линию можно считать нерастяжимой, вследствие чего суммарная длина всех элементов профильной линии равна ширине исходной заготовки;
- элементы профильной линии в процессе формообразования могут иметь постоянную и переменную длину в результате перераспределения материала между элементами сечения, протяженность некоторых элементов может вырождаться в ноль;
- для определения неизвестных значений размеров профиля необходимо составить систему уравнений, из решения которой будут найдены значения длин прямолинейных и радиусных элементов, затем по соотношению, связывающему длину дуги окружности с ее радиусом и углом, определить неизвестные значения радиусов.

Как было показано выше, задачу определения длин элементов, составляющих профильную линию, можно свести к системе линейных алгебраических уравнений вида $Bx = b$. Основная матрица системы содержит коэффициенты, отражающие особенности технологии формообразования, и ее формирование можно автоматизировать.

Для этого потребуется ввести два логических параметра для каждого элемента профильной линии. Первый параметр dn указывает на то, что при формовке длина срединной линии i-го элемента будет уменьшаться в результате того, что металл будет переходить в один или оба смежных с ним участков, в этом случае указываем значение, равное 1. В противном случае $dn_i = 0$.

Второй логический параметр rc указывает на то, что длина i-го элемента профильной линии будет увеличиваться в процессе формовки вследствие того, что этот элемент формуется при постоянном значении радиуса, а увеличение угла подгибки достигается за счет заимствования металла из смежных участков, в этом случае указываем значение $rc_i = 1$. В противном случае значение $rc_i = 0$. Ниже в виде векторов показаны значения введенных параметров для соответствующей схемы:

$$rc = \begin{pmatrix}0\\0\\0\\0\\0\end{pmatrix};\ dn = \begin{pmatrix}0\\0\\0\\0\\0\end{pmatrix}$$

1-я схема

$$rc = \begin{pmatrix}0\\1\\0\\1\\0\end{pmatrix};\ dn = \begin{pmatrix}1\\0\\0\\0\\1\end{pmatrix}$$

2-я схема

$$rc = \begin{pmatrix}0\\1\\0\\1\\0\end{pmatrix};\ dn = \begin{pmatrix}0\\0\\1\\0\\0\end{pmatrix}$$

3-я схема

$$rc = \begin{pmatrix}0\\1\\0\end{pmatrix};\ dn = \begin{pmatrix}1\\0\\1\end{pmatrix}$$

4-я схема

$$rc = \begin{pmatrix}1\\0\\1\end{pmatrix};\ dn = \begin{pmatrix}0\\1\\0\end{pmatrix}.$$

5-я и 6-я схемы

Элементы, находящиеся на главной диагонали матрицы системы, равны единице, т.е.:

$$B_{i,\,i} = 1. \tag{15}$$

Соседние элементы главной диагонали определяют по соотношению

$$B_{i,\,i\pm1} = \left(1 - 0,5dn_{i\pm2}\right)rc_{i\pm1}. \tag{16}$$

Остальные элементы матрицы нулевые.

Помимо матрицы системы необходимо определить вектор свободных членов b. Сравнивая системы уравнений и их матричные представления для описанных схем формообразования, заметим, что вектор свободных членов можно получить путем скалярного перемножения матрицы системы B на вектор

длин элементов профильной линии $L^{\langle n \rangle}$ в последней n-й клети:

$$b = BL^{\langle n \rangle}, \quad (17)$$

а затем для элементов, у которых выполняется условие $rc_i = 1$, скорректировать значение по выражению

$$b_i = B_{i,j} R_{i,n}. \quad (18)$$

После чего система уравнений может быть решена. В программе Mathcad для этого нужно использовать оператор lsolve, которому нужно передать матрицу системы и вектор свободных членов, запись будет выглядеть следующим образом: "x = lsolve(B, b)". В программе Matlab для этой же цели используется обратная косая черта: "$x = b\backslash B$". Причем в обоих программных продуктах допускается, чтобы вектор свободных членов был матрицей, благодаря этому системы уравнений для каждой клети могут быть решены одновременно и нет необходимости организовывать циклическое вычисление для каждой клети.

В общем виде последовательность действий для вычисления размеров профиля может быть следующей:

1. Ввод данных:

а) длины профильной линии всех элементов L в последней клети (для конечного профиля), для прямолинейных элементов указывают известные значения, а для радиусных элементов — значение, равное нулю, точно значение будет вычислено по введенным значениям радиусов;

б) радиусы R криволинейных элементов профильной линии в последней клети, для прямолинейных элементов значение радиуса стремится к бесконечности, что неудобно при программировании, поэтому вводим нулевые значения;

в) ввод матрицы, содержащей заданные инженером углы подгибки A элементов профиля по клетям;

г) ввод параметров dn и rc, отражающих особенности формообразования элементов профиля.

2. Вычисление длин L радиусных элементов в последней клети по выражению (1).

3. Формирование матрицы системы B по выражениям (15) и (16).

4. Формирование вектора свободных членов b СЛАУ по уравнениям (17), (18) для каждой клети, в результате получим матрицу, в которой число строк равно числу элементов профильной линии, а число столбцов равно числу клетей.

5. Решение системы линейных алгебраических уравнений вида $Bx = b$, в которой в качестве вектора неизвестных x является вектор длин элементов профильной линии в данной клети, число таких систем равно числу клетей, за исключением последней.

6. По вычисленным в п. 5 значениям длин элементов профильной линии и известным углам подгибки по формуле (1) определяем значения радиусов соответствующих криволинейных элементов.

7. Вывод вычисленных значений длин L, радиусов R и заданных значений углов подгибки для последующего использования в CAD приложении при построении профиля поперечного сечения.

Выводы

1. Для различных способов формообразования профиля задачу нахождения неизвестных размеров можно свести к решению системы линейных алгебраических уравнений.

2. Для сокращения объема вводимых для составления СЛАУ данных предложен способ вычисления матрицы системы по двум векторным параметрам, отражающим особенности формообразования каждого элемента профильной линии. При этом вместо матрицы размерами mxn, где m — число элементов профильной линии, а n — число клетей, нужно ввести два вектора размерностью m.

3. Предложены выражения и последовательность их применения, позволяющие с использованием прикладного математического программного обеспечения автоматизировать процесс формирования матрицы системы уравнений и вектора свободных членов для решения СЛАУ. Предложенный способ является универсальным и подходит для любого типа профилей и числа формующих клетей, реализовав этот алгоритм один раз, в дальнейшем можно рассчитать размеры любого профиля, меняя только исходные данные.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тришевский И.С., Докторов М.Е.** Теоретические основы процесса профилирования. М.: Металлургия, 1980. 288 с.

Сергей Владимирович Поворов, канд. техн. наук,
povorovs@bmstu.ru

УДК 669.017:620.178.4

В.В. Васенев, О.Е. Осинцев*, В.Н. Мироненко, В.Н. Бутрим, О.П. Баженова**
*(ОАО "Композит", г. Королев, *МАТИ — Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского, г. Москва, **НПО им. С.А. Лавочкина, г. Химки)*

Разработка технологии получения штампованных деталей из сплава САС-1-50 для авиакосмических навигационных приборов и сравнительные испытания моделей платформы из сплавов САС-1-50 и АМг6

Разработана технология получения штампованных деталей из труднодеформируемого порошкового сплава САС-1-50 с использованием дегазации и компактирования на вакуумном прессе и с применением технологических процессов, которые защищены патентом РФ. Проведены сравнительные стендовые испытания штампованных платформ для изделий авиакосмического назначения из сплавов САС-1-50 и АМг6 на показатели размерной стабильности. Установлено, что сплав САС-1-50 превосходит по этим показателям сплав АМг6 в условиях микропластической деформации.

Ключевые слова: порошковый быстрозакристаллизованный сплав; структура; физические и механические свойства; штамповка; микропластическая деформация.

The manufacturing methods of forgings made of difficult-to-form powder SAS-1-50 alloy is presented. It includes vacuum degasing, compacting of billets and deformation of them. The comparative testing of forged platforms made of SAS-1-50 and AMg6 alloys is made. Testing showed, that SAS-1-50 alloy is better than AMg6 alloy in the measures of dimensional stability under the conditions of microplastic deformation.

Keywords: rapidly solidified powder alloy; structure; physical and mechanical properties; forging; microplastic deformation.

Введение

При изготовлении платформ высокой точности и малой массы для прецизионной аппаратуры используют конструкционные материалы с определенным комплексом физико-механических свойств. Прочностные свойства (пределы прочности и текучести) уже не являются определяющими критериями при назначении этих материалов. При установке высокоточных приборов с повышенным требованием к постоянству размеров во времени используют показатели сопротивления микропластическим деформациям:

— условный предел упругости — напряжение, которое (при кратковременном нагружении) вызывает остаточную деформацию 0,005 или 0,001 % при изгибе. Условный предел упругости определяют по наличию заданной остаточной деформации после разгрузки;

— условный предел релаксации (ползучести) — напряжение, вызывающее остаточную деформацию 0,001 % в условиях длительных ис-

пытаний в интервале 500...3000 ч (или в условиях установившейся ползучести в том же интервале).

Высокая размерная стабильность материалов должна также сочетаться с минимальной плотностью, высоким модулем упругости, относительно низким и стабильным температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) и высокой теплопроводностью.

Для высокоточных приборов, где первостепенное значение имеют задачи повышенной точности и надежности изделий при минимальной массе и размерах, целесообразно использовать материалы с малым отношением ТКЛР (α) к теплопроводности (λ). Чем меньше величина α/λ, тем меньше температурные деформации и напряжения в изделиях при колебаниях температуры в условиях эксплуатации и хранения.

Целью исследования является разработка технологии получения штампованных платформ для установки прецизионной аппаратуры, изготовленных из порошкового сплава системы Al—Si—Ni САС-1-50, и сравнительные испытания с деталями из широко применяемого в ракетно-космической технике алюминиевого сплава АМг6.

Материалы, способы их получения и методика эксперимента. В качестве материалов для исследования использовали стандартный деформируемый алюминиевый сплав АМг6 и порошковый алюминиевый сплав САС-1-50. Технология получения порошков предполагала расплавление шихты и перегрев жидкого металла до температуры 1000 °С. Порошки получали газовым распылением, что обеспечивало скорость охлаждения при кристаллизации $2\cdot10^4...1\cdot10^5$ °С/с. Средний размер быстрозакристаллизованных частиц составлял 0,3...50 мкм.

Структуру полуфабрикатов исследовали на цифровом металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Фазовый состав сплава изучали посредством рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии на приборе Supra V50 с приставкой для рентгеноструктурного анализа. Плотность оценивали методом гидростатического взвешивания, механические свойства определяли на испытательной машине Schenk-Trebel RMC-100 с механическим приводом подвижной траверсы.

Методика проведения сравнительных испытаний моделей платформ из сплавов САС-1-50 и АМг6 обсуждается в экспериментальном разделе работы.

Результаты исследования и их обсуждение

1. Разработка технологии получения штампованных деталей из сплава САС-1-50. Технологический процесс получения штамповок из сплава САС-1-50 включал в себя следующие технологические операции:

— скоростная кристаллизация дисперсного порошка;

— дегазация и отжиг порошка в вакуумном прессе;

— компактирование порошка в том же вакуумном прессе с получением брикетов диаметром 120 и высотой 100 мм.

— штамповка компактных брикетов за несколько переходов с получением детали со ступенькой размерами $120\times250\times41/22$ мм.

Структура порошка представлена, в основном, тремя структурными составляющими: большим количеством достаточно крупных частиц первичного кремния, разделенных двойной (α_{Al} + Si) и тройной (α_{Al} + Si + Al_3Ni) эвтектиками. По рентгеновским спектрам и элементному составу в различных точках анализируемого шлифа в порошках идентифицировано наличие фаз α_{Al}, Si и Al_3Ni. Поскольку расплав при получении порошков подвергают сильному перегреву до температуры 1000 °С, то порошки содержат высокое содержание газовых примесей. Поэтому дегазация порошков является обязательной технологической операцией. Дегазацию порошков сплава САС-1-50 осуществляли в контейнере в камере вакуумного пресса, так, что операции дегазации и компактирования совмещали в одном технологическом цикле. Преимущества такой технологии перед существующими способами дегазации заэвтектиеских силуминов в специальных герметичных сварных капсулах из алюминиевых сплавов очевидны.

Основные цели процесса дегазации:

— наиболее полно удалить газовые примеси и, прежде всего, поверхностный и растворенный в металле водород и влагу;

— подготовить структуру порошков к последующей пластической деформации.

Для более эффективного проведения процесса дегазации порошков нагрев должен быть ступенчатым с суммарной продолжительностью выдержки 10...12 ч. Наиболее подробно процесс дегазации порошков САС-1-50 рассмотрен в работе [1]. Температура ком-

пактирования составляла 535 °С, сила — 500 МН.

Разработку технологического процесса прессования штамповок, выбор температурно-деформационных режимов, число переходов при осадке заготовки для получения деталей типа "платформа" проводили с учетом испытаний пробы на осадку "до первой трещины".

Исследование технологической пластичности сплава в условиях процесса получения штамповки модели платформы МП 0201-211 показало, что допустимый уровень пластической деформации при штамповке соответствует осадке на переходе 25...40 % и суммарной осадке 44...56 %. На рис. 1 показано изменение формы и размеров заготовки на различных этапах изготовления детали типа "платформа".

Для получения качественной штампованной детали предложено [2]: для уменьшения контактного трения использовать алюминиевый сплав АД31 в качестве твердой смазки на контактной поверхности пуансон—заготовка; внести конструктивные изменения в рабочую часть штампованного инструмента для снижения трения; для уменьшения растягивающих напряжений на фронте деформации использовать вкладыши-амортизаторы из сплава АД31.

Пластическая деформация при получении штамповок существенным образом изменяет структуру материала по сравнению с брикетами. В штамповках формируется волокнистая матричная структура с равномерно распределенными в алюминиевой матрице дисперсными кристаллами кремния сферической формы и интерметаллида Al_3Ni. В этой же матрице располагаются более крупные неравновесные кристаллы кремния, преимущественно сферической формы. Количество пор по сравнению с брикетами резко уменьшается (рис. 2), что подтверждается повышением плотности материала.

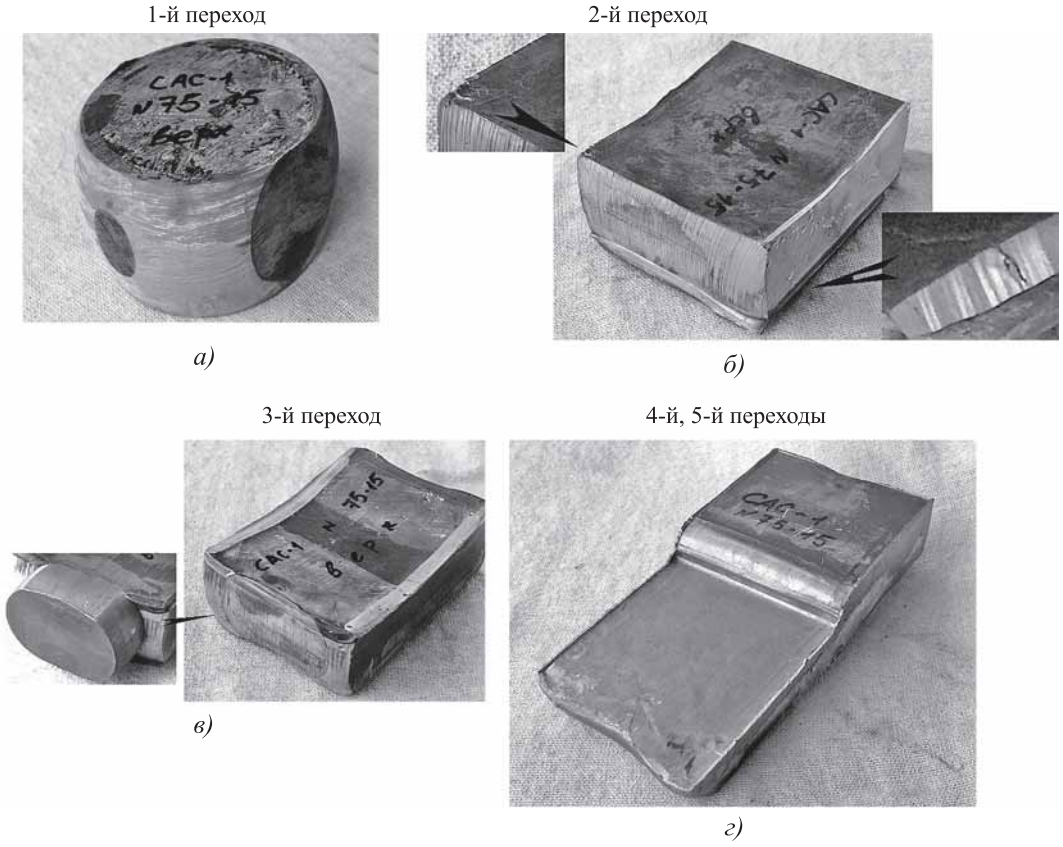
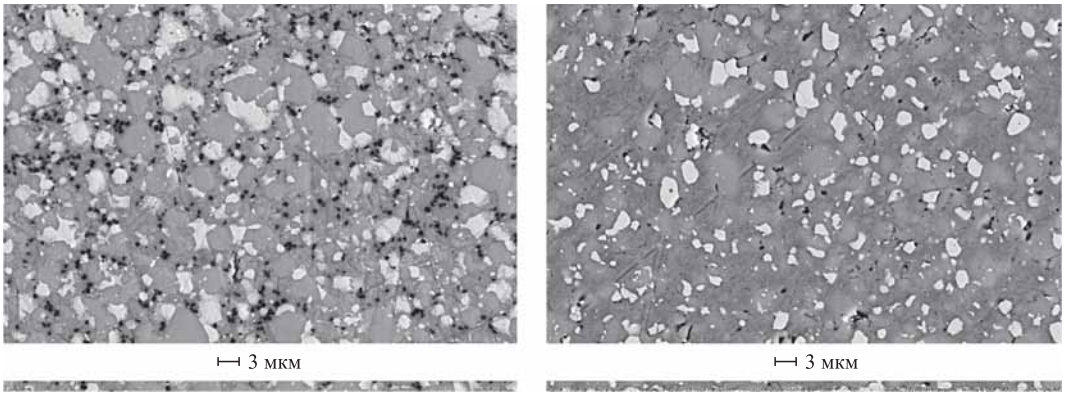


Рис. 1. Этапы получения штампованной заготовки типа "платформа" из сплава САС-1-50:

а — осадка "на плашку" заготовки диаметром 120 мм в размер 120 × 150 × 95,5 мм; *б* — дальнейшая осадка заготовки в размер 120 × 150 × 57,5 мм с клинообразным вкладышем (трещины удалены механической обработкой); *в* — дальнейшая осадка заготовки в размер 120 × 230 × 51,5 мм с клинообразным вкладышем и амортизатором; *г* — окончательно сформированная штамповка размером 120 × 250 × 41/22 мм



а) *б)*

Рис. 2. Микроструктура брикета (*а*) и штамповки (*б*) сплава САС-1-50

Изготовленные штамповки модели платформы МП 0201-211 имеют следующий уровень физико-механических свойств: плотность ρ = 2,707...2,709 г/см^3; ТКЛР $\alpha \leqslant 15 \cdot 10^{-6}$ 1/°С; предел прочности $\sigma_в \geqslant 285$ МПа; относительное удлинение $\delta_5 \geqslant 2{,}4$ %.

2. Сравнительные испытания моделей платформы из сплавов САС-1-50 и АМг6. По значениям удельного модуля упругости данные сплавы существенно отличаются друг от друга. Это связано с тем, что при близких значениях плотности модуль упругости сплава САС-1-50 существенно выше, чем у АМг6 (см. таблицу). Модуль упругости сплава АМг6 ниже, чем у технического алюминия [2], а модуль упругости порошкового сплава САС-1-50 один из самых высоких среди алюминиевых сплавов, он даже выше, чем у высокомодульных Al—Li-сплавов. Низкий модуль упругости сплава АМг6 связан с высоким содержанием магния (6 %), который уменьшает модуль упругости алюминия, а легирующие элементы в сплаве САС-1-50 (кремний и никель) повышают его [3—5].

Типичные физические и механические свойства сплавов АМг6 и САС-1-50

Параметр	АМг6	САС-1-50
Плотность, кг/м^3	2640	2700...2750
Модуль упругости, ГПа	69	95...100
Предел прочности, МПа	340	240
Предел текучести, МПа	170	150
Относительное удлинение, %	19	1,3
Теплопроводность, Вт/(м·К)	118	124
ТКЛР, 10^{-6} 1/°С, при 20...100 °С	24,7	14...16
Теплоемкость, кДж/(кг·К), при 100 °С	0,922	0,879
Предел упругости, МПа	80	35
Условный предел релаксации, МПа, при 100 °С	5...8	10...12

Сплав САС-1-50 имеет более низкий ТКЛР и более высокую теплопроводность, чем АМг6 (см. таблицу), а с учетом фазовых превращений в сплаве АМг6 с изменением удельного объема из-за переменной растворимости магния в алюминии в области рабочих температур (±100 °С) можно предположить, что сплав АМг6 должен обладать более низкой релаксационной стойкостью.

Однако сплав АМг6 обладает рядом преимуществ. Он является высокотехнологичным алюминиевым сплавом, имеет хорошие прочностные свойства и высокую пластичность, хорошо обрабатывается давлением, из него получаются любые виды деформированных полуфабрикатов, в том числе полосы, панели, штамповки различных видов, отличается высокой коррозионной стойкостью [3].

Сплав САС-1-50, из которого изготовлены платформы для сравнительных испытаний, относится к группе специальных порошковых материалов [5], его получают по сложной технологии, которая рассмотрена выше. По структуре он относится к заэвтектическим силуминам. Путем применения специальных технологических процессов нерастворимые избыточные фазы (Si и Al_3Ni) получаются достаточно дисперсными, и они равномерно распределены в алюминиевой матрице (см. рис. 2). Недостатком этого сплава является низкая пластичность.

Для определения характеристик размерной стабильности в условиях микропластической деформации из штампованных заготовок, полученных по технологии, разработанной в ОАО "Композит" (г. Королев),

а) *б)*

Рис. 3. Общий вид модели платформы из сплава АМг6 (*а*) и САС-1-50 (*б*)

НПО им. С.А. Лавочкина (г. Химки) были изготовлены модельные платформы из этих сплавов.

Изготовление платформы из заготовок сплава САС-1-50 проводили по технологии изготовления платформы из сплава АМг6.

Общий вид модельных платформ для испытаний показан на рис. 3.

Изготовленные модели платформ были собраны в испытательную схему и жестко закреплены на месте базирования. На рис. 4 показано расположение зеркальных марок цели (призм) для системы лазерного слежения Tracker3 (т. с 1-й по 15-ю обозначают места подставок под призмы). Обработку результатов экспериментов осуществляли по основным точкам измерений 1, 2, 5, 8, 9, 12 и 13.

На рис. 5 показана полностью собранная установка для проведения сравнительных испытаний модели платформ с жестким базированием на треноге, с установленными зеркальными марками цели (призмами) и с навешанными грузами. Она содержит следующие основные элементы: *1* — переходная плита; *2* — плита базирования моделей платформ; *3* — модель платформы из сплава АМг6; *4* — модель платформы из сплава САС-1-50; *5* — зеркальные марки цели (призмы), установленные на подставках, ввинченных в модели платформ и плиту базирования (базу); *6* — грузы с измеряемой нагрузкой.

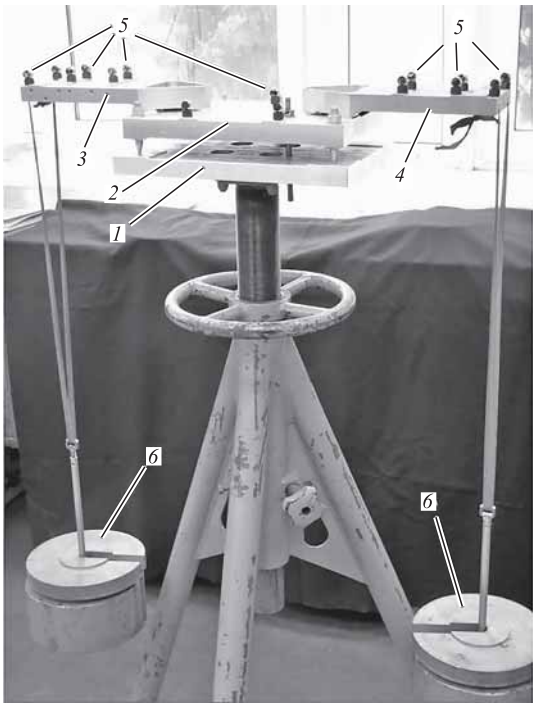


Рис. 5. Установка для проведения сравнительных испытаний моделей платформ из сплавов АМг6 и САС-1-50

В комплект системы измерений API Tracker3 входят также высокоточные лазерные измерители расстояния на базе абсолютного дальномера (ADM) и интерферометра (IFM).

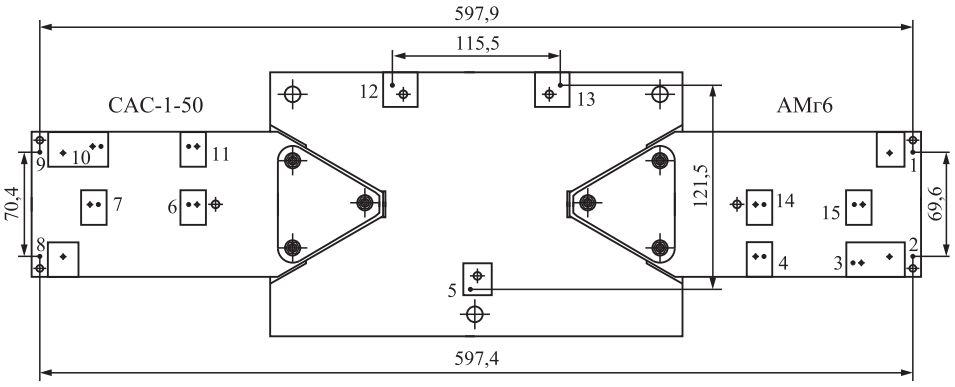


Рис. 4. Расположение зеркальных марок цели (призм) для проведения измерений на моделях платформ

Проведены следующие виды сравнительных испытаний сплавов САС-1-50 и АМг6 на размерную стабильность в условиях микродеформации при внешних воздействиях.

1. Испытания на статические нагрузки. Модели платформ подвергали статической нагрузке от уровня напряжений, которые могут возникать в данной детали в процессе произ-

водства и хранения изделий на земле, до напряжений, соответствующих полетным уровням на участке выведения ракеты-носителя. Выполняли цикл кратковременных статических нагружений с шагом 50 Н до максимального значения 250 Н. Схема приложения нагрузки показана на рис. 6. Испытания проводили по заданной программе в течение нескольких суток с измерением координат основных точек моделей платформ сплавов АМг6 и САС-1-50 под нагрузкой и после снятия нагрузки.

Обработанные результаты измерений представлены на рис. 7 и 8. При анализе результатов экспериментов удобно сравнивать реперные т. 1 и 2 (модель платформы сплава АМг6) с т. 8 и 9 (модель платформы сплава САС-1-50), так как металл моделей в этих точках находится при равных и максимальных нагрузках (см. рис. 4). Установлено, что при испытании на длительные статические нагрузки порошковый сплав САС-1-50 менее склонен к микродеформации, чем сплав АМг6.

2. Испытания на сохраняемость показателей стабильности. Модели платформ нагружали до уровня напряжений, которые могут возникать в них от гравитации в процессе хранения изделий. Данная система установлена в помещении с нормальными климатическими условиями в течение всего периода испытаний.

Координаты реперных точек моделей платформы из сплавов АМг6 и САС-1-50 замеряли в начале испытаний и через 23 сут после выдержки под нагрузкой. Усредненные (обработанные) результаты по данному виду испытаний наносили на график или гистограмму (см. рис. 8). Результаты показали, что стабильность размеров до и после испытаний в течение 23 сут у сплава САС-1-50 выше, чем у АМг6.

3. Испытания на воздействие повышенных и пониженных температур. При сравнительных испытаниях сплавов при повышенных температурах устройство с двумя моделями платформ сняли с переходной плиты треноги

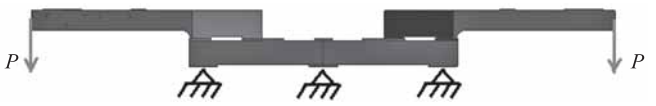


Рис. 6. Схема приложения нагрузки при стендовых испытаниях платформ из сплавов АМг6 и САС-1-50

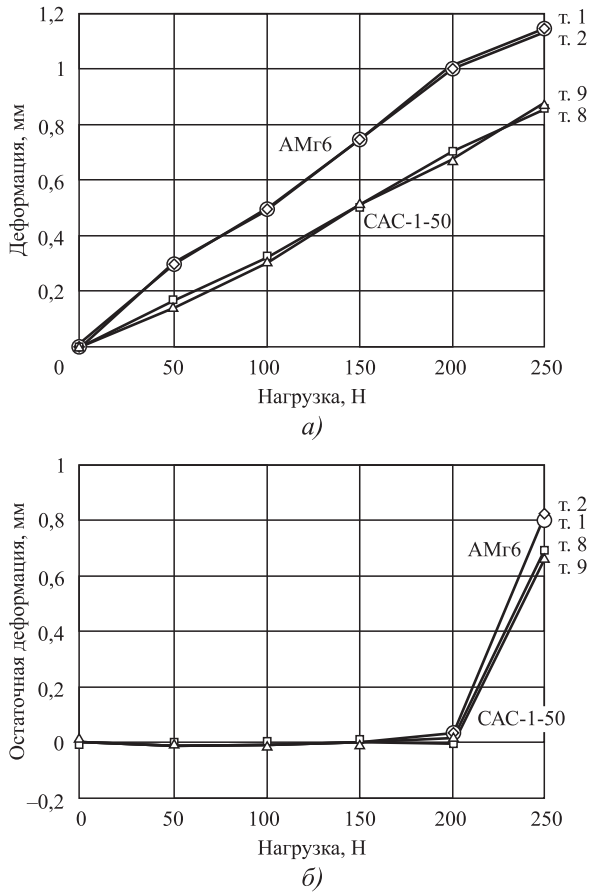


Рис. 7. Абсолютные (*а*) и остаточные (*б*) деформации модельных платформ при повторных кратковременных статических испытаниях

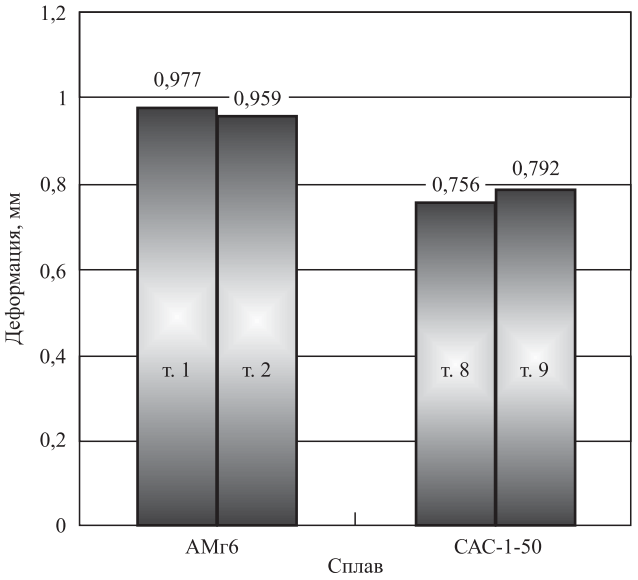


Рис. 8. Относительная деформация модельных платформ после испытаний на стабильность размеров в течение 23 сут

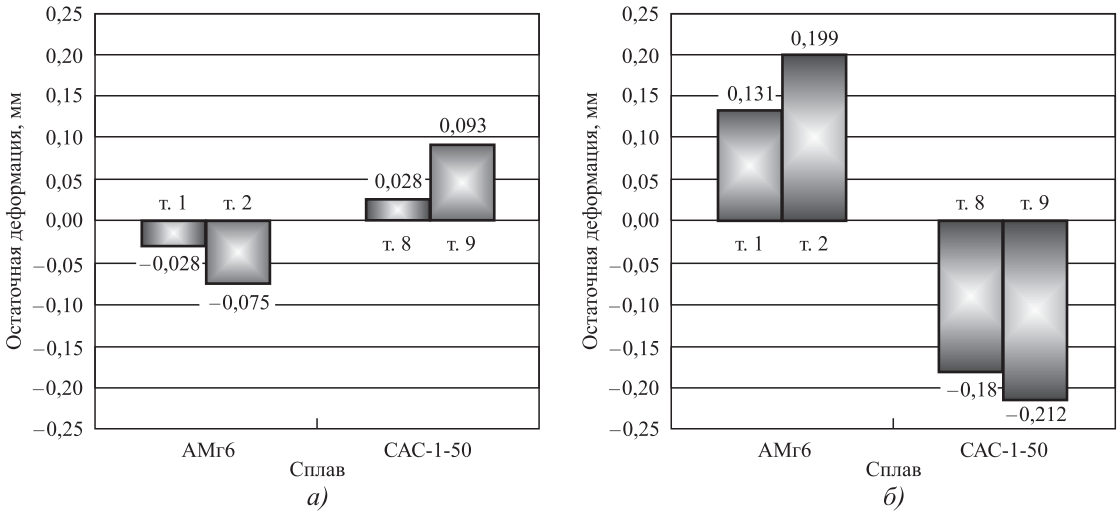


Рис. 9. Остаточная деформация модельных платформ при температурных испытаниях:
а — $(+70^{+5})$ °С, 2 ч; *б* — (-70^{-5}) °С, 2 ч

(см. рис. 5) и поместили в термостат. Устройство с моделями нагревали до температуры плюс (70^{+5}) °С и выдерживали при этой температуре (2 ± 0,1) ч. Затем понизили температуру в термостате до нормальных климатических условий и достали устройство из термостата. Измеряли координаты базовых точек моделей платформы в начале и в конце эксперимента.

Сравнительные испытания на воздействие пониженных температур на остаточные деформации в сплавах АМг6 и САС-1-50 осуществляли следующим образом. После замера координат базовых точек устройство с двумя моделями платформ сняли с переходной плиты треноги и поместили в термостат с наддувом азотом. Устройство с моделями охлаждали до температуры минус (70^{-5}) °С (контроль в термостате прибором "Термодат") и выдерживали при этой температуре (2 ± 0,1) ч, затем повышали температуру до нормальных климатических условий и замеряли координаты базовых точек моделей платформ. Усредненные результаты испытаний приведены в виде гистограмм на рис. 9.

Поскольку критерием стабильности в условиях микропластической деформации являются сравнительно меньшие остаточные деформации после механических или температурных воздействий, то анализ полученных данных позволил сделать вывод, что порошковый высокомодульный сплав САС-1-50 превосходит по сопротивлению микропластическим деформациям сплав АМг6 в среднем в 1,4—1,5 раза.

Выводы

1. С использованием дегазации и компактирования на вакуумном прессе с последующей изотермической деформацией в ОАО "Композит" разработана технология получения штампованных деталей модели "платформа" из порошкового заэвтектического силумина САС-1-50. При изготовлении этих деталей использованы технологические приемы, которые защищены патентом РФ на изобретение № 2542046.

2. Сплав САС-1-50 превосходит сплав АМг6 по физико-механическим свойствам, характеризующим сопротивление материала микропластическим деформациям: он имеет значительно более высокий модуль упругости, меньший ТКЛР, более высокую теплопроводность, чем сплав АМг6, но существенно уступает ему в пластичности.

3. Стендовые сравнительные испытания на статические нагрузки, сохраняемость показателей стабильности в процессе хранения и от воздействия повышенных и отрицательных температур моделей платформ из сплавов САС-1-50 и АМг6, проведенные в НПО им. С.А. Лавочкина, показали, что сплав АС-1-50 по размерной стабильности в условиях микропластической деформации превосходит сплав АМг6 в среднем в 1,4 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Разработка** режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al—Si—Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов / О.Е. Осинцев, В.В. Васенев, В.Н. Мироненко, В.Н. Бутрим, С.Я. Бецофен, Р.В. Тюльпакова // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 7. С. 29—36.

2. **Пат. 2542046 РФ.** Способ штамповки труднодеформируемых материалов / В.Н. Мироненко, В.В. Васенев, Т.И. Голубятникова. Опубл. 20.02.2015.

3. **Машиностроение**. Энциклопедия. Т. II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. М.: Машиностроение, 2001. 880 с.

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

5. **Быстрозакристаллизованные** алюминиевые сплавы / В.И. Добаткин, В.И. Елагин, В.М. Федоров и др. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.

Валерий Валерьевич Васенев,
bigval57@gmail.com;
Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук;
Виктор Николаевич Мироненко, канд. техн. наук;
Виктор Николаевич Бутрим, канд. техн. наук;
Ольга Петровна Баженова, канд. техн. наук

УДК 54-19

Т.В. Курихина
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Методика расчета укрупнения фазы Ni_3Al в никелевых сплавах при высоких температурах

Предложена новая методика расчета кинетики фазовых превращений никелевых стареющих сплавов, построены графики зависимости укрупнения фазы от времени при изотермической выдержке. При температурах от 600 до 950 °С рассчитаны время зарождения и время роста фазы Ni_3Al с течением времени. На основе данной методики можно спрогнозировать оптимальные режимы термической обработки для максимального упрочнения сплавов.

Ключевые слова: никелевый сплав; фаза Ni_3Al; диаграмма; изотерма; время зарождения; время роста; объемная доля; твердый раствор.

The new method for calculation of kinetics of nickel ageing alloys phase transformations is offered, graphs of coarsening phase over time are constructed. At temperatures 600…950 °C nucleation time and growth time of phase Ni_3Al over time is calculated. On the basis this method is possible to predict optimum heat treatment modes for maximum hardening of alloys.

Ключевые слова: nickel alloy; phase Ni_3Al; diagram; isotherm; nucleation time; growth time; volume fraction; solid solution.

Введение. В неравновесном твердом растворе с течением времени происходят образование и последующий рост областей новых фаз в виде различных химических соединений из числа растворенных компонентов, обусловливая переход системы в равновесное гетерофазное состояние. Распад может быть полезным, составляя, например, основу технологии формирования структуры стареющих сплавов, но может и ухудшать свойства материалов вследствие нежелательного роста и укрупнения кристаллов в процессе эксплуатации, фактически определяя ресурс материала (деградацию структуры).

В широко применяемые дисперсно-упрочненные материалы вводят включения второй фазы в качестве стопоров движения дислокаций. Выделение частиц второй фазы играет решающую роль в формировании необходимых свойств высокопрочных сталей, жаропрочных сплавов на основе никеля, алюминия.

Образование новых фаз в процессе диффузионного распада сопровождается общим снижением свободной энергии, на начальных стадиях распада образуются новые жизнеспособные выделения, размер которых больше некоторого критического. Поэтому процесс распада в этом случае первоначально носит случайный флуктуационный характер и приводит к образованию критических зародышей [1].

Развитие таких представлений о процессе зародышеобразования связано главным образом с именами С.Т. Конобеевского, Фольмера, Вебера, Беккера и Деринга. В предположении, что зародыши образуются не путем внезапной большой флуктуации, а в результате большого числа мелких флуктуаций, и, рассматривая в качестве элементарных процессов изменяющийся размер зародыша в процессе присоединения одного атома, был сделан важный вывод Я.И. Френкелем. Дальнейшим существенным продвижением явилась фундаментальная работа Я.Б. Зельдовича, в которой рассмотрена общая задача об образовании выделений новой фазы в метастабильной системе.

Целью работы является разработка новой методики расчета кинетики фазовых превращений и построение графиков зависимости укрупнения фазы с течением времени при изотермической выдержке. На основе данной методики возможно определить максимальное упрочнение сплавов при термической обработке.

Методика исследования. На каждой метастабильной ступени превращения, исходя из неравновесной диаграммы состояния, состав матричного раствора становится близким к равновесному при заданной температуре старения от 600 до 950 °С.

Суммарный объем выделения перестает изменяться, но структура сплава нестабильна — дисперсные выделения склонны к укрупнению. Движущей силой роста является разность химических потенциалов алюминия более мелких и более крупных частиц. В матричном растворе существует градиент концентраций легирующего элемента между выделениями разного размера, который вызывает укрупнение фазы за счет мелких выделений. Кластеры размером меньше критического растворяются, поддерживая равновесную концентрацию раствора на своей границе.

Средний радиус частиц с увеличением времени старения τ в процессе роста изменяется в соответствии с уравнением Лифшица—Слезова—Вагнера:

$$R_{\text{ср}}^3 = r_0^3 + B\tau, \qquad (1)$$

где r_0 — средний начальный радиус выделений перед укрупнением;

$$B = \frac{8D\sigma C_r V}{9kT}, \qquad (2)$$

где D — коэффициент диффузии;

σ — поверхностная энергия на границе выделения с матрицей;

C_r — равновесная концентрация матричного раствора у плоской поверхности раздела с избыточной фазой;

V — объем выделения, приходящийся на один атом растворенного элемента;

k — постоянная Больцмана;

T — абсолютная температура.

Линейная скорость роста увеличивается с повышением коэффициента диффузии D и межфазной поверхностной энергии σ. Коэффициент диффузии с увеличением температуры возрастает по экспоненте, и поэтому рост кластеров сильно ускоряется с повышением температуры старения. Рост и укрупнение кристаллов можно наблюдать на каждой стадии распада твердого раствора, на каждой ступени фазового превращения.

Экспериментальные данные получены на основе рентгеноструктурного анализа. Фазовый анализ выполнен на дифрактометре Bruker D. Съемку проводили в Cu K_α-излучении в пошаговом режиме, интервал 0,05°, шаг по времени 5 с. Интервал углов дифракции 20...120°. Скорость сканирования 0,6 °С/мин, напряжение на трубке 40 кВ, сила тока 30 мА. Для количественного фазового анализа использована программа DIFFRAC.EVA.

Дифрактограммы получены для кристаллографической плоскости (400). Рассчитаны и построены зависимости изменения размера элементарной ячейки от температур. Погрешность ±0,28 %.

Результаты исследований и расчетов. Особый практический интерес представляет заключительная стадия распада, связанная с образованием стабильной фазы и последующим укрупнением частиц, что приводит к значительному снижению прочностных свойств и дестабилизации сплавов. Графики зависимости кинетики роста фазы Ni_3Al, построенные в разработанной программе Termodin [2, 3], изображены на рис. 1. Основой расчета является уравнение Лифшица—Слезова—Вагнера (1).

В таблице приведены расчетные данные среднего радиуса кристаллов фазы Ni_3Al при изотермической выдержке.

Для подтверждения достоверности графиков, представленных на рис. 1, проведены дополнительные расчеты для сплава Ni—14Al (% ат.) в программе JMatPro [4, 5].

В программе JMatPro рассчитаны кинетические кривые укрупнения фазы Ni_3Al при температурах 750; 800; 850 и 900 °С (рис. 2). Анализируя зависимости (см. рис. 2), видим, что при повышении температуры старения наблюдается увеличение кинетики роста фазы Ni_3Al. Исходные данные для расчета:

1) химический состав сплава Ni—Al (7 % мас. Al);

2) температуры старения;

3) время старения.

Расчетные данные среднего радиуса кристаллов фазы Ni_3Al при изотермической выдержке

Время, мин	Средний радиус фазы Ni_3Al $R_{ср}$, нм, при температуре, °С			
	750	800	850	900
0	0,626	0,802	0,892	1,161
1	1,505	2,761	4,355	7,163
2	1,873	3,464	5,479	9,018
10	3,171	5,904	9,357	15,412
12	3,368	6,274	9,943	16,377
38	4,939	9,208	14,599	24,047
40	5,024	9,367	14,851	24,462
92	6,629	12,363	19,602	32,289
180	8,29	15,462	24,517	40,384
311	9,947	18,553	29,419	48,459
494	11,606	21,647	34,325	56,541
737	13,261	24,735	39,221	64,607
1050	14,922	27,832	44,133	72,697
1440	16,578	30,922	49,033	80,768

Построенные расчетные зависимости (см. рис. 1) представляют практический интерес и могут быть использованы как при создании новых дисперсно-упрочняющих сплавов, так и при разработке оптимальных режимов термической обработки сплавов для получения заданных размеров вторичных кристаллов фаз Ni_3Al, образующихся при распаде твердого раствора [6].

На основе рентгеноструктурного анализа подтверждено образование фазы Ni_3Al в процессе старения исходных образцов из сплава состава 14 % ат. Al, остальное — Ni. Полученные данные представлены на рис. 3.

В ходе старения происходит не только изменение состава матричного твердого раствора, обусловленное выделением избыточного компонента, но и изменение его структурного состояния. На рентгенограммах поликристаллов это выражено в изменениях ширины и интенсивности дифракционных максимумов. Эти изменения можно связать с изменением тонкой структуры кристаллов. Рентгеновское выявление когерентных частиц новой фазы при распаде пересыщенных твердых растворов основано на анализе так называемых кулоновских полей смещения в матрице.

Ширина линии пересыщенного твердого раствора в результате процесса выделения растет. Такое изменение профиля рентгеновской линии указывает на наличие микронапряжений в решетке твердого раствора, обусловленного дефектами кристаллического строения. В закаленном сплаве присутствуют дислокации, которые могут быть местами преимущественного выделения когерентных частиц, что можно рассматривать как дополнительный механизм релаксации, поэтому при старении процессы распада протекают интенсивнее.

На рис. 4 приведена зависимость изменения периода решетки пересыщенного твердого раствора от температуры старения. При высокотемпературном нагреве при температурах 200; 400; 600; 800; 900; 1000 и 1100 °С распад сопровождается ростом периода решетки. Период решетки, измеренный рентгенографически, в первые минуты старения не изменяется, хотя происходит зарождение кристаллов фазы

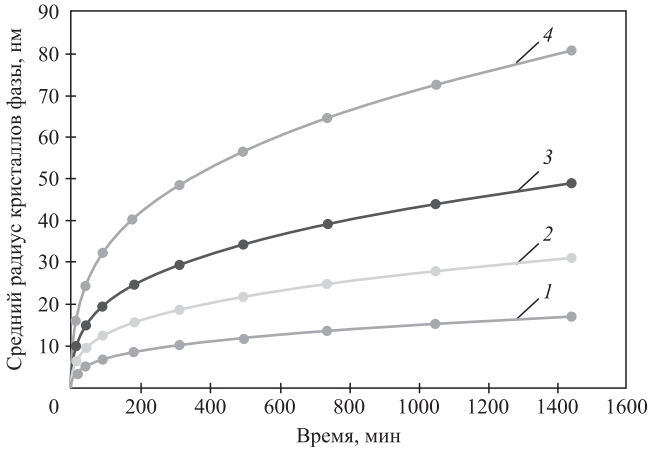


Рис. 1. Расчетная зависимость среднего радиуса кристаллов фазы Ni_3Al от времени изотермической выдержки при различных температурах, полученная в программе Termodin:
1 — 750 °С; *2* — 800 °С; *3* — 850 °С; *4* — 900 °С

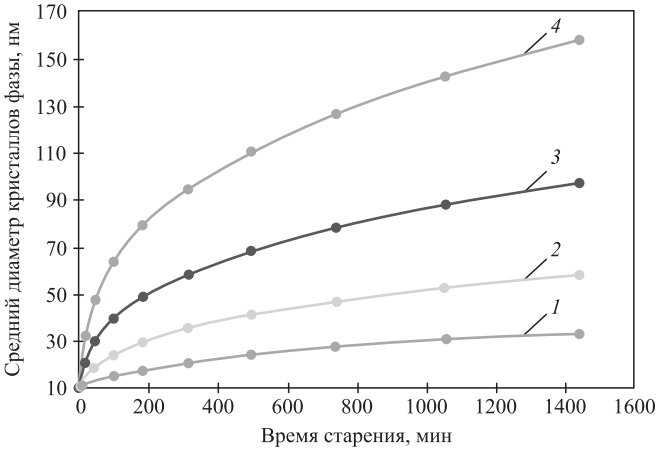


Рис. 2. Расчетная зависимость среднего диаметра кристаллов фазы Ni_3Al от времени старения при различных температурах, полученная в программе JMatPro:
1 — 750 °С; *2* — 800 °С; *3* — 850 °С; *4* — 900 °С

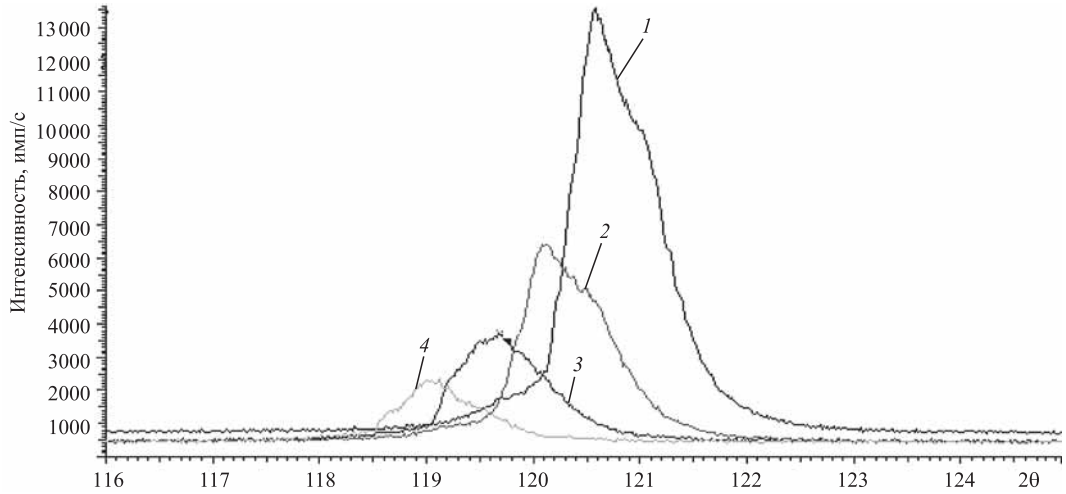


Рис. 3. Изменение профиля рентгеновской линии (400) твердого раствора, снятой на поликристаллическом закаленном никелевом сплаве при нагреве:

1, *2*, *3*, *4* — дифракционный пик при температуре 25, 200, 400 и 600 °С соответственно

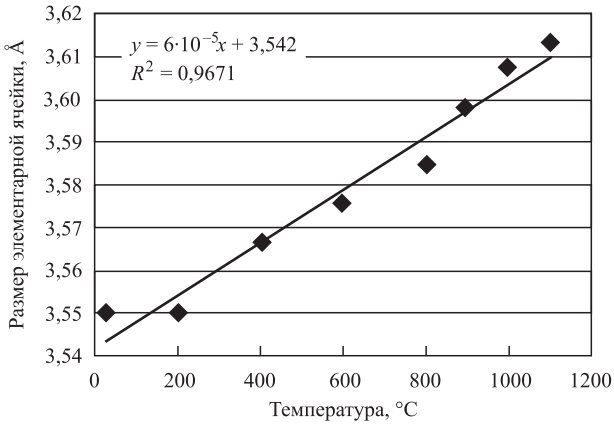


Рис. 4. Изменение периода решетки твердого раствора при старении сплава Ni—14 Al (% ат.)

Ni_3Al. Эта стадия называется подготовительным (инкубационным) периодом. В течение 32 с по всему объему идет интенсивный самопроизвольный распад. Затем наступает коллоидное равновесие, которое, как показал С.Т. Конобеевский, обусловлено повышенной растворимостью дисперсной выделившейся фазы в матрице. Дальнейший распад идет только по мере укрупнения кристаллов фазы Ni_3Al. Сходная, но не тождественная картина наблюдается при распаде твердого раствора Cu—Al (сплав дюралюмин).

Заключение. На основе уравнения Лифшица—Слезова—Вагнера рассчитаны и построены графики зависимости укрупнения частиц фазы Ni_3Al с течением времени при изотермической выдержке. Проверена адекватность построенных графиков укрупнения фазы в программе JMatPro.

С помощью данной методики можно спрогнозировать оптимальные режимы термической обработки для максимального упрочнения сплавов. Методика применима для стареющих сплавов с переменной растворимостью твердого раствора, при распаде которого образуется упрочняющая фаза в жаропрочных никелевых сплавах.

На рост фазы влияют межфазная поверхностная энергия, коэффициент диффузии легирующих элементов и температура изотермической выдержки.

Приведена зависимость изменения периода решетки твердого раствора при старении [7].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Диффузионный** распад твердых растворов / В.В. Слезов и др. // Успехи физических наук. 1987. Т. 151. Вып. 1. С. 67—103.

2. **Курихина Т.В.** Разработка и оптимизация режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов: автореф. дис.... канд. техн. наук. М., 2013. 16 с.

3. **Курихина Т.В., Симонов В.Н.** Расчет фазовых превращений в стареющих сплавах Ni—Al // Наука и образование: электронное науч.-техн. издание. 2011. № 11. URL: http// technomag.edu.ru/ doc/270715.html.

4. **Ges A.M., Fornaro O., Palacio H.A.** Coarsening behavior of a Ni-base superalloy under different heat treatment conditions // Materials Science and Engineering. 2007. Vol. 458. P. 96—100.

5. **Li X., Saunders N., Miodownik A.P.** The coarsening kinetics of γ′particles in nickel-based alloys // Metallurgical and materials transactions. 2002. Vol. 33A. P. 3367—3373.

6. **Khachaturyan A.G., Wang Y., Su C.C.** Field kinetic model and computer simulation of precipitayion of LI_2 ordered intermetallics from F.C.C. solid solution // Acta metallurgica. 1998. Vol. 46. No. 9. P. 2983—3001.

7. **Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Шитаков В.Н.** Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава на основе интерметаллида NiAl // Электронный научный журнал. Труды ВИАМ. 2014. № 9.

Татьяна Валерьевна Курихина, канд. техн. наук,
tatiana_valer@inbox.ru

Поздравляем

Дмитрия Константиновича Фигуровского, кандидата технических наук

с 70-летием!

Дмитрий Константинович Фигуровский родился 8 ноября 1946 г. в Москве. В 1969 г. он окончил Московский институт стали и сплавов по специальности "Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов".

После окончания института МИСиС работал во ВНИИНМ им. акад. А.А. Бочвара, ВИЛСе, институте «Гипроцветметобработка»(1973—1992 гг.).

В 1984 г. Д.К. Фигуровский защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук в Государственном научно-исследовательском и проектном институте сплавов и обработки цветных металлов, в 1991 г. ему было присвоено ученое звание старшего научного сотрудника, а в 1998 г. — ученое звание доцента.

С января 1992 г. Дмитрий Константинович Фигуровский работает в Московском государственном университете приборостроения и информатики (в настоящее время Московский технологический университет) в должности доцента, а с 2010 г. и по настоящее время — заведующим кафедрой "Материаловедение".

Д.К. Фигуровский — известный специалист в области металловедения сплавов на основе цветных металлов и управления структурообразованием сплавов с использованием МГД-технологий. Большой цикл его работ связан с исследованиями в области сверхпроводниковых материалов. По этим тематикам им опубликованы более 120 работ. Под его руководством защищены 3 кандидатские диссертации.

Одним из основных направлений его деятельности является совершенствование учебного процесса, повышение эффективности и качества подготовки студентов по специальности «Материаловедение и технологии новых материалов». При непосредственном участии Д.К. Фигуровского осуществляется сотрудничество кафедры с ведущими предприятиями для обеспечения их специалистами-материаловедами.

На базе кафедры "Материаловедение" МГУПИ совместно с сотрудниками лаборатории ВНИИНМ им. А.А. Бочвара создана действующая группа преподавателей по подготовке специалистов в области сверхпроводниковых материалов и конструкционных материалов для различных систем ТВЭЛ, а также ряда других важнейших направлений.

Д.К. Фигуровский является членом Ученого совета Физико-технологического института Московского технологического университета МГУПИ, он награжден нагрудным знаком «Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации».

Дмитрий Константинович Фигуровский отличается трудолюбием, доброжелательностью, высокой требовательностью к себе и работающим с ним сотрудникам, студентам и аспирантам.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Дмитрию Константиновичу здоровья, благополучия,
новых профессиональных достижений и успехов!

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2016 г.

Лавриненко В.Ю. 90 лет со дня рождения Евгения Ивановича Семёнова (1926—2016) № 11

Литейное и сварочное производства

Акутин А.А., Изотов В.А., Молчанова В.А. Определение охлаждения фронта потока расплава в полости керамической оболочковой формы при литье по выплавляемым моделям из алюминиевых сплавов № 3

Андреев В.В., Нуралиев Н.Ф. Современные материалы и эффективные литейные технологии изготовления деталей дизельных двигателей с повышенными эксплуатационными характеристиками № 9

Андреева Л.П., **Копаев Б.В.** Влияние толщины материала на прочность паяного нахлесточного соединения № 12

Болдырев Д.А., Попова Л.И., Сафронов Н.Н. Некоторые аспекты оптимизации технологии получения чугуна с вермикулярным графитом № 6

Вальтер А.И., Протопопов А.А., Зенкин Р.Н. Изменения микроструктуры чугуна с шаровидным графитом после различных методов термической обработки № 1

Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А. Анализ влияния теплового баланса на показатель эксплуатационной стойкости пресс-форм для литья под давлением № 1

Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А. Исследование механизма разрушения пресс-форм с защитным покрытием для литья под давлением цинковых сплавов № 8

Гуреева М.А., Грушко О.Е., Клочков Г.Г. Влияние термической обработки после сварки на структуру соединений сплава системы Al—Mg—Si—Cu, выполненных сваркой трением с перемешиванием № 9

Гуреева М.А., Грушко О.Е., Клочков Г.Г. Исследование свойств сварных соединений алюминиевого сплава В1341, выполненных контактной точечной сваркой № 7

Десницкий В.В., Матвеев И.А., Десницкая Л.В. Деформационные процессы при формировании ответственных стальных отливок № 11

Жижкина Н.А. Разработка технологии внепечной обработки расплава высоколегированного чугуна для рабочего слоя центробежно-литых валков № 4

Жилин С.Г., Комаров О.Н., Соснин А.А., Предеин В.В. Получение отливок повышенной размерной точности по комбинированным литейным моделям из алюмотермитных и воскообразных смесей № 11

Иванов М.А. Методика определения трещиноустойчивости стали № 12

Илюхин В.Д., Вольнов И.Н., Лаптев М.А. Влияние несвободного затвердевания отливки на объем усадочной раковины № 5

Кидалов Н.А., Осипова Н.А., Поташова И.Е., Багаев Д.А. Природная органо-минеральная технологическая добавка для стержневых и формовочных смесей № 10

Копаев Б.В., Андреева Л.П. Пластическая деформация паяного шва нахлесточного соединения № 6

Лазарева А.И., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А., Голубчик Э.М. Влияние пространственно-энергетических параметров лазерной сварки на структуру и микротвердость сварного соединения полосы из стали 10пс № 3

Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Повышение качества судокорпусных деталей, изготовляемых плазменной резкой № 8

Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Лендел И.В., Драган С.В., Козырко О.А. Применение управляемой импульсной подачи электродной проволоки для влияния на кристаллизацию металла шва № 2

Лебедев В.А., Новиков С.В. Расчет параметров автоматической дуговой наплавки цилиндрических деталей с колебательными движениями сварочного инструмента № 5

Лебедев В.А., Яровицын А.В., Новиков С.В. Анализ существующих методов получения игольчатого феррита в металле сварного шва № 10

Левшин Г.Е., Малышев И.В. Об индукционных тигельных печах и плавке № 3

Макаренко К.В., Кузовов С.С., Пушкарев А.В., Антохин В.Н. Влияние фактора растворенных в металле газов на морфологию горячих трещин в стальных отливках № 12

Овчинников В.В., Дриц А.М., Гуреева М.А., Растопчин Р.Н. Технологические особенности аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов с вращающимся электродом № 1

Овчинников В.В., Дриц А.М., Курбатова И.А., Гуреева М.А. Технологические аспекты подготовки поверхности деформируемых алюминиевых сплавов под дуговую сварку № 4

Овчинников В.В., Парфеновская О.А., Манаков И.Н., Гуреева М.А. Особенности сварки литейного сплава ВАЛ16 с деформируемым сплавом 1151 № 11

Роготовский А.Н., Володин И.М., Шипельников А.А., Бобылева Н.А., Скаков С.В. Исследование взаимосвязи температуры со скоростью движения расплава на различных сечениях погружных стаканов в слябовом кристаллизаторе № 10

Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Гаманюк С.Б., Галкин А.Н. Исследование качества металла удлиненных сдвоенных слитков и их использование для получения полых поковок № 2

Шипельников А.А., Роготовский А.Н., Бобылева Н.А., Скаков С.В. Моделирование истечения расплава из погружных стаканов с учетом различной конфигурации донной части и вертикального участка машины непрерывного литья заготовок № 7

Кузнечно-штамповочное производство

Александров С.Е., Пирумов А.Р. К определению эмпирического соотношения для параметров шероховатости свободной поверхности № 5

Антонюк Ф.И., Калмыков В.В., Сорокина И.И. Формоизменение цилиндрических заготовок при холодной осадке на кривошипном и гидравлическом прессах № 6

Вайцехович С.М., Панов Д.В., Кривенко Г.Г., Овечкин Л.М. Перспектива резки сортового проката на механических прессах в заготовительном производстве № 8

Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М. Об использовании потенциальной энергии поднятой траверсы вертикального пресса № 12

Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М., Шнайдер Л.Б. Реконструкция ковочного пресса "UNITED" силой 20 МН № 4

Головкин С.А., Первов М.Л., Воздвиженская М.В., Скобелева А.С. Изотермическая штамповка точных заготовок лопаток газотурбинных двигателей под безразмерную обработку профиля пера № 10

Грязев М.В., Ларин С.Н., Пасынков А.А. Исследование напряженного и деформированного состояния и накопленных микроповреждений при обжиме трубной заготовки в конической матрице № 7

Гун И.Г., Смирнов А.В., Куцепендик В.И., Михайловский И.А., Сальников В.В., Осипов Д.С. Использование холодной объемной штамповки и ультразвукового прессования при производстве стоек стабилизатора автомобилей № 3

Демин В.А., Рыжкова А.А. Влияние формы заготовки на коэффициент вытяжки цилиндрических деталей № 11

Дмитриев А.М., Коробова Н.В. Изготовление поковок деталей из легированных сталей холодной штамповкой выдавливанием № 2

Карамышев А.П., Некрасов И.И., Паршин В.С., Федулов А.А., Дронов А.И. Конечно-элементное моделирование процесса высадки концов насосно-компрессорных труб с удлиненной высаженной частью № 9

Кокорин В.Н., Шанченко Н.И., Кокорин А.В., Евстигнеев А.А., Зиннатов Б.Р. Экспериментальное исследование влияния технологических параметров на плотность порошковых материалов на основе железа при прессовании в конической матрице в присутствии жидкой фазы № 2

Кононов И.Ю., Аксенов Л.Б. Использование пластиковых штампов, изготовленных 3D-печатью, в обработке металлов давлением № 6

Кресс А. Практика применения прессов с сервоприводом фирмы SCHULER № 3

Кузин А.О. Экспериментальное подтверждение теоретических результатов исследования штампа для гибки плоских заготовок с упругим элементом № 7

Ларин С.Н., Леонова Е.В. Анализ формирования геометрических параметров ячеистых изделий, полученных изотермическим свободным деформированием в матрицу квадратной формы, из материалов, подчиняющихся кинетической теории пластичности и повреждаемости № 11

Ларин С.Н., Платонов В.И. Влияние технологических параметров процесса на геометрические характеристики элементов стрингерных конструкций цилиндрического сечения получаемых пневмоформовкой из анизотропных материалов № 9

Морозов Ю.А., Верхов Е.Ю., Крутина Е.В. Анализ влияния профилей тормозных участков вытяжных штампов на возможность получения качественных изделий сложной формы из листовых металлов № 1

Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С. Анализ процесса вытяжки коробчатых деталей № 3

Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С. Аналитическая модель процесса неосесимметричной вытяжки № 8

Паламарь И.Н., Сизов П.В., Первов М.Л., Клементьев Е.В. Система автоматического анализа изображений для исследования пластических деформаций биметаллической пластины № 5

Рыжов П.А., Евсюков С.А., Хациев Ю.Х. Исследование процесса обжима трубчатых заготовок с выходом в цилиндрическую часть № 12

Сережкин М.А., Лавриненко В.Ю., Ступников В.П., Мельников Э.Л., Ларина А.В. Влияние финишной антифрикционной безабразивной обработки рабочей поверхности штампа на условия трения при вытяжке деталей-полусфер из технически чистого алюминия № 5

Сережкин М.А., Ступников В.П., Мельников Э.Л. Определение силы деформирования при вытяжке с прижимом с учетом налипания штампуемого материала на инструмент № 10

Соболев Я.А., Чудин В.Н., Кузнецов М.В. Формообразование корпусных трехслойных стрингерных панелей № 4

Томилов М.Ф., Сидоренко А.А., Томилов Ф.Х. Совершенствование процесса формовки коробчатых деталей из листа эластичной средой в жесткой матрице № 1

Филиппов Ю.К., Типалин С.А., Анфимов Ю.Н. Холодное комбинированное выдавливание поршня тормозного цилиндра № 1

Филиппова М.В., Темлянцев М.В., Перетятько В.Н., Сметанин С.В. Моделирование в QForm-3D штамповки шестерни из шаровой заготовки № 8

Хван А.Д., Хван Д.В., Воропаев А.А. Гидравлический пресс для штамповки с кручением № 6

Цеменко В.Н., Фук Д.В., Ганин С.В. Анализ влияния параметров капсулы на процесс горячей экструзии порошковых заготовок с использованием математического моделирования № 9

Прокатно-волочильное производство

Арюлин С.Б., Камоничкин Д.Т. Теоретическое определение параметра геометрии очага деформации при маятниковой прокатке № 7

Барков Л.А., Самодурова М.Н., Латфулина Ю.С. Процессы получения полуфабрикатов и прутков из сплавов титана прессованием и прокаткой в многовалковых калибрах № 11

Востров В.Н., Кононов П.В., Мишин В.В., Глухов П.А. Выбор рациональных режимов угловой раскатки деталей с фланцами на основе компьютерного моделирования в программном комплексе Deform-3D № 8

Гурьянов Г.Н. Выбор оптимальных параметров деформации при разных формах рабочего канала волоки и моделях упрочнения материала проволоки № 1

Логинов Ю.Н., Загиров Н.Н., Иванов Е.В. Деформации в пористом прутке из алюминиевого сплава при волочении № 3

Логинов Ю.Н., Лобанов М.Л., Головнин М.А. Модель описания деформации алюминиевых сплавов при их горячей прокатке с учетом рекристаллизационных процессов № 9

Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Лукьянов А.А. Причины образования поверхностных трещин при горячей прокатке трубных сталей № 5

Мышечкин А.А., Минин А.В. Опыт производства стальной проволоки для производства метизных изделий № 4

Панин В.Г., Панин Д.В. Особенности течения материалов при горячей раскатке колец с фланцевым профилем сечения № 6

Перетятько В.Н., Сметанин С.В. Повышение эксплуатационных характеристик трамвайных рельсов № 10

Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В. Силы и контактные площади при горячей прокатке сложных профилей № 2

Песин А.М., Пустовойтов Д.О. Моделирование кинематики течения металла при асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава 5083 № 4

Поворов С.В. Расчет размеров профиля листовой заготовки в промежуточных переходах при формовке в роликах по заданным режимам № 12

Шапарев А.В., Савин И.А. Расчет совместной пластической деформации, необходимой для образования соединения металлов в холодном состоянии № 10

Материаловедение и новые материалы

Белов В.К., Губарев Е.В., Лукьянова К.С., Голубчик Э.М., Рубин Г.Ш. Исследование изменений 3D-параметров микротопографии поверхности горячекатаной ленты в процессе травления № 3

Васенев В.В., Осинцев О.Е., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Баженова О.П. Разработка технологии получения штампованных деталей из сплава САС-1-50 для авиакосмических навигационных приборов и сравнительные испытания моделей платформы из сплавов САС-1-50 и АМг6 № 12

Гадалов В.Н., Винокуров О.В., Савельев В.И., Толкушев А.А., Ворначева И.В. Изучение быстрозакристаллизованых порошков из отходов титановых сплавов ОТ-4 и ВТ20 после электроимпульсной обработки № 11

Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Рощупкин В.М. О методах получения порошковых материалов и быстрозакристаллизованных ультрадисперсных порошков. Обзор № 6

Грушко О.Е., Гуреева М.А., Клочков Г.Г. Оптимизация режима упрочняющей термической обработки листов алюминиевого сплава В1341, легированного кальцием № 5

Курихина Т.В. Методика расчета укрупнения фазы Ni_3Al в никелевых сплавах при высоких температурах № 12

Лавриненко В.Ю., Ткаченко Е.А., Милевская Т.В. Зависимость временного сопротивления от режима старения штамповок из сплава В-1469 при изотермической деформации № 1

Муравьёв В.И., Лончаков С.З., Бахматов П.В., Фролов А.В., Мартынюк А.М. Влияние степени дефектности на структуру и свойства сталей и сплавов при термической обработке в интервале предпревращений № 3

Муратов В.С., Морозова Е.А. Лазерное легирование железом поверхности титана № 8

Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Бабуев М.А., Лукьяненко Е.В., Скакова Т.Ю., Учеваткина Н.В. Влияние имплантации ионов (Cu + Pb) на изменение фазового состава и дислокационной структуры алюминиевого сплава 1565ч № 2

Осинцев О.Е., Васенев В.В., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Бецофен С.Я., Тюльпакова Р.В. Разработка режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al—Si—Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов № 7

Петров А.Н., Логинов Б.А., Петров М.А. Исследование шероховатости и толщины теплозащитных покрытий для заготовок из никелевых сплавов № 4

Пучков Ю.А., Фам Хонг Фу. Влияние режимов охлаждения при закалке на структуру и свойства сплавов системы Al—Mg—Si № 4

Пячин С.А., Бурков А.А., Ершова Т.Б., Власова Н.М., Теслина М.А., Зайкова Е.Р. Исследование износостойкости и жаростойкости электроискровых Ti—Al-покрытий на титановом сплаве № 8

Симачёв А.С., Темлянцев М.В., Осколкова Т.Н., Полевой Е.В., Головатенко А.В. Исследование высокотемпературной пластичности различных зон кристаллизации рельсовой электростали марки Э90ХАФ № 5

Соколов Ю.А., Павлушин Н.В., Кондратьев С.Ю. Гибридная технология синтеза композиционных порошковых изделий с использованием источника высокоэнергетических ионов № 7

Столяров В.В., Угурчиев У.Х. Электроимпульсное стимулирование деформируемости никелида титана при прокатке с током № 2

Унчикова М.В., Багетов В.В., Карпухин С.Д., Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г. Применение математического планирования эксперимента для оптимизации параметров высокотемпературного отжига интерметаллидного сплава ВКНА-25 № 10

Учеваткина Н.В., Овчинников В.В., Жданович О.А., Сбитнев А.Г. Остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после ионной имплантации с большой дозой № 6

Шкатов М.И., Артеменко Ю.А., Лукин А.С., Шкатов В.В., Романенко Д.Н. Влияние химического состава на условия начала динамической рекристаллизации в двухфазных сталях № 9

Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А., Бондаренко Ю.И. Трансформация химического и фазового состава титановой плакировки на поверхности меди при высокотемпературном воздействии № 9

Информация

Кокорин В.Н., Табаков В.П., Крупенников О.Г., Григорьев А.А., Кокорин М.В., Левушкин К.С. Исследование процесса контурной лазерной резки при реализации механической активации металлопроката № 10

Кузьмина Е.В., Железняк Л.М., Сивоконь К.И. Повышение служебных свойств медно-хромовых прутков путем совершенствования технологии их производства № 2

Лавриненко В.Ю. XIII Международная научно-техническая конференция “Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем” в Севастопольском государственном университете № 10

Леушин И.О., Грачёв А.Н., Маслов К.А., Леушина Л.И., Моисеев Д.О. К вопросу о дегазации свинцовой литейной латуни марки ЛЦ40Сд № 4

Леушин И.О., Чистяков Д.Г., Нищенков А.В. Оценка экономической целесообразности совершенствования технологии изготовления деталей чугунных стеклоформ № 8

Лохман Б.В. Открытие завода холдинга "ОБО Беттерманн" в Липецке № 11

Марки меди по ГОСТ 859—2014 № 9

Мартьянов А.А. Осадка образцов в поле сверхвысокого давления. Обзор № 1

Поксеваткин М.И., Герман С.В., Иванайская Е.А., Басова Е.М. Алгоритмизация технологических параметров закрытой объемной штамповки № 7

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2016 г. № 12

Шерренбахер С. Системные решения для авиационно-космической промышленности № 2

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 13.10.2016. Подписано в печать 23.11.2016. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.