ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2008

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
БЕЛАВЕНЦЕВ Р.Ю.
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

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.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Трухов А.П. Линейная усадка и точность размеров отливок в сырых песчано-глинистых формах . . . 4
Шатульский А.А., Изотов В.А., Асмамау Тегегне Абебе. Параметры заливки для дождевых литниковых систем . . . 8
Овчинников В.В. Пористость при сварке алюминиевых сплавов . . . 12
Ямпольский В.М. Микроплазменная резка как современный этап развития термической резки тонколистового металла в заготовительном производстве . . . 17

Кузнечно-штамповочное производство

Семёнов Е.И., Гудов А.А., Иванюк А.В., Сидоров А.А. Определение волокнистого строения поковок типа стержня с плоским фланцем . . . 21
Кошелев О.С., Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Хохлов Е.Н., Терещенко Е.Г. Деформация материала в головке болта при холодной высадке . . . 24
Власов А.В., Дёмин В.А., Субич В.Н., Шестаков Н.А. Моделирование теплопроводности при штамповке деталей из пористых материалов . . . 28
Пилипенко О.В., Яковлев С.С., Трегубов В.И. Вытяжка с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойных анизотропных материалов . . . 30
Санникова С.М., Крук А.Т. Вопросы выбора однослойной или многослойной трубной заготовки для операции пластического деформирования . . . 36

Прокатно-волочильное производство

Пасечник Н.В., Родинков С.В., Горлова А.А. Современные тенденции развития прокатного оборудования для производства строительной арматуры . . . 38
Колесников А.Г., Мечиев Ш.Т., Панова И.Ю. Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок . . . 42

Материаловедение и новые материалы

Беляков А.И., Беляков А.А., Жуков А.А. Изотермическая закалка чугуна с шаровидным графитом . . . 44
Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Физическая природа термомеханического упрочнения арматуры большого диаметра . . . 49

Информация

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2007 г. . . . 53

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

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

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.

© ОАО "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2008

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 1 January 2008

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

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

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
BELAVENTSEV R.Yu.
SERIKOVA E.A.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Trukhov A.P. Linear shrinkage and precision of sizes of castings manufactured in green sand molds 4
Shatulsky A.A., Izotov V.A., Asmamau Tegegne Abebe. The pouring parameters of the shower gates 8
Ovchinnikov V.V. Porosity at welding of aluminium alloys 12
Yampolsky V.M. Microplasma cutting of thin-sheet metal 17

Forging and Stamping Productions

Semenov E.I., Gudov A.A., Ivanyuk A.V., Sidorov A.A. Definition of the fiber structure in forgings of cores with a plate flange 21
Koshelev O.S., Galkin V.V., Kudryavtsev S.A., Khokhlov E.N., Tereshenko E.G. Deformation of material in the bolthead during cold upset 24
Vlasov A.V., Demin V.A., Subich V.N., Shestakov N.A. Mathematic modeling of heat conductivity of the porous materials stamping process 28
Pilipenko O.V., Yakovlev S.S., Tregubov V.I. Drawing out cylindrical details made of double-layer anisotropic materials 30
Sannikova S.M., Kruk A.T. The questions of the one-layer tubular or the multi-layer tubular blank choice for the plastic deformation process 36

Rolling and Drawing Productions

Pasechnik N.V., Rodinkov S.V., Gorlova A.A. Modern tendencies of development of the rolling equipment for building bar manufacture 38
Kolesnikov A.G., Mechiev Sh.T., Panova I.Yu. Future trends of multi-layer metallic blanks 42

Physical Metallurgy and New Materials

Belyakov A.I., Belyakov A.A., Jukov A.A. Isothermal quenching of globular graphite iron 44
Gromov V.E., Efimov O.Yu., Yuriev A.B., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F. Physical nature of the thermomechanical hardening of the big diameter armature 49

Information

Index of the articles published in journal in year 2007 53

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2008

5 лет журналу
"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

Уважаемые коллеги!

На протяжении всех пяти лет, прошедших с момента создания журнала "Заготовительные производства в машиностроении", на его страницах находят свое отражение актуальные проблемы металлургического машиностроения, регулярно освещаются новейшие разработки ведущих фирм.

Ваши усилия неизменно дают заметные результаты: растут популярность и авторитет журнала среди широкого круга читателей, а также информированность и квалификация специалистов различного профиля, повышается технический уровень создаваемых разработок, в созидательные процессы вовлекаются новые поколения ученых.

В связи со знаменательной датой отдаем дань глубокого уважения вашей благородной деятельности и выражаем надежду на наше дальнейшее многолетнее сотрудничество.

От имени коллектива ВНИИМЕТМАШ
Генеральный директор **Н.В. Пасечник**
Председатель Совета директоров **В.К. Белянинов**

Поздравляем!

Руководство и специалисты Нижегородского авиастроительного завода "Сокол" поздравляют редакционный совет и весь коллектив журнала "Заготовительные производства в машиностроении" с 5-летием!

Наши специалисты отмечают высокий профессионализм Ваших сотрудников в освещении научно-технических проблем в машиностроении.

Как пожелание считаем весьма полезным публикацию на страницах Вашего авторитетного журнала проблем и "красивых" технических решений, имеющих место в самолетостроении, в заготовительно-штамповочных работах, литейном, кузнечном и термическом производствах.

Технический директор **В.И. Михалев**
Главный технолог **Ю.П. Королев**

Поздравляем!

Специалисты и руководство Объединенного инженерного центра Группы "ГАЗ" поздравляют редакционный совет и весь коллектив журнала "Заготовительные производства в машиностроении" с 5-летием!

Отмечая большой интерес к журналу инженеров и ученых страны, высокий профессионализм и активную позицию работников молодого журнала в актуальном деле оперативного и достоверного информирования специалистов о передовых достижениях в кузнечно-штамповочном, сварочном, литейном и других производствах и технологиях, желаем Имениннику дальнейших творческих успехов, процветания и стабильного роста выпускаемого журнала в стране и за рубежом.

Директор по производственному инжинирингу **А.С. Кутырев**
Директор по прототипированию и моделированию **С.Л. Веденеев**
Руководитель направления "Технологии штамповки", канд. техн. наук **С.Б. Климычев**

Дорогие друзья!

Сердечно поздравляем коллектив журнала с 5-летием! Вы – в начале правильного пути, но уже успели завоевать своего читателя. Содержание журнала отражает последние достижения в заготовительных производствах машиностроения, его с удовольствием читают инженерно-технические работники производств. Вы держите руку на пульсе времени, привлекаете на свои страницы как известных ученых, так и технологов, информируете читателей о последних успехах и проблемах в литейном, сварочном, кузнечном, прокатном производствах, других наукоемких отраслях промышленности, современном физическом материаловедении. Вами достигнута цель объединения усилий ученых и специалистов-производственников.

В день Вашего юбилея от всей души желаем Вам крепкого здоровья, счастья, плодотворной работы.

С уважением, Управляющий директор ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат" **А.Б. Юрьев**; ректор Сибирского государственного индустриального университета **Н.М. Кулагин**; генеральный директор ООО "Калтанский завод металлоконструкций" **О.В. Соснин**; генеральный директор ООО "Промышленный дизайн" **М.М. Морозов**; начальник прокатного производства **О.Ю. Ефимов**, начальник сталепрокатного производства **Б.М. Лебошкин** – ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат"; исполнительный директор ОАО "Кузнецкий машиностроительный завод" **С.Ф. Подборонников**; генеральный директор ОАО "Новокузнецкдомнаремонт" **В.П. Гагауз**; генеральный директор ОАО "СК Новокузнецк" **В.Р. Микрюков**.

А.П. Трухов *(Московский государственный технический университет "МАМИ")*

Линейная усадка и точность размеров отливок в сырых песчано-глинистых формах

Рассмотрена линейная усадка отливок и сплавов в зависимости от номинального значения рассматриваемого размера. Установлено влияние на линейную усадку отливки подутия, шероховатости и термического расширения формы. Показана необходимость разной модельной оснастки для изготовления одной и той же отливки машинной формовкой и на автоматических линиях.

The article discusses linear shrinkage of castings and alloys depending on the nominal value of the considered size. The influence of the undulation and thermal dilatation of the mold on linear shrinkage is covered. The necessity of the difference in pattern equipment for machine molding and molding on transfer lines is shown.

Различают линейную усадку сплавов и линейную усадку отливок. Линейная усадка сплава зависит от его физических свойств и для каждого сплава является постоянной величиной. Линейная усадка отливок определяется не только свойствами сплава при неравновесном затвердевании и охлаждении, но и условиями взаимодействия (теплового, силового и химического) отливки с формой.

Линейная усадка различных отливок, а также разных частей одной отливки – величина непостоянная. Привычные значения линейной усадки отливок (например, для отливок из серого чугуна – 1 %, углеродистой стали – 2 %) являются среднестатическими величинами.

Линейная усадка отливок (кроме усадки сплава) зависит от многих факторов, в том числе, от шероховатости Rz и перемещения стенок литейной формы $\Delta l_п$ под действием давления жидкого металла (подутия), термического расширения сырой формы, происходящего при заливке и затвердевании отливки, и расталкивания модели при извлечении.

С учетом первых двух названных факторов линейную усадку размером $2l_о$ отливки можно определить по уравнению

$$\varepsilon l_о = \varepsilon l_с \pm \frac{2(\Delta l_п + Rz)}{2l_о},$$

где $\varepsilon l_с$ и $\varepsilon l_о$ – линейные усадки соответственно сплава и отливки на размере $2l_о$, знак "–" принимают для охватываемых формой размеров отливки, знак "+" – для размеров, охватывающих форму размеров отливки.

Размер принят равным $2l_о$ в связи с тем, что процессы усадки сплава, подутия и формирования шероховатости происходят от середины размера в обе стороны, а при измерении двухточечным инструментом фиксируются удвоенными величинами.

Следует обратить внимание на то, что в данной статье *использованы понятия линейная усадка сплава и линейная усадка отливки. Последнюю в литературе по литейному производству часто называют литейной и опускают слово "линейной"*. Для определения прибылей используют объемную усадку, но опускают слово "литейную". Поэтому для однообразия и большей четкости понятий предпочтительнее пользоваться понятиями линейная (объемная) усадка сплава и, соответственно, линейная (объемная) усадка отливок.

При одинаковом напоре металла шероховатость и перемещение стенок формы практически не зависят от номинальных размеров отливок (рабочей полости формы). При перемещении стенок формы, равном $2(\Delta l_п + Rz) = 1$ мм, и линейной усадке сплава $\varepsilon l_с = 1$ % линейная усадка отливки (без учета остальных факторов) для номинальных охватываемых формой размеров 50; 100 и 500 мм будет, соответственно, равна –1,0; 0 и 0,9 %. Таким образом, размеры отливок, меньших

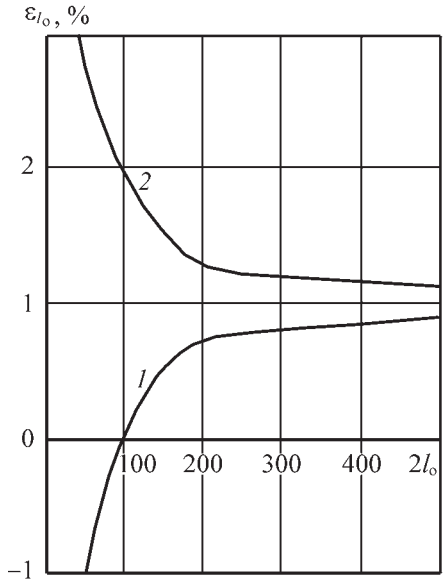


Рис. 1. Линейная усадка отливок ε_0 на размере $2l_0$ для охватываемых формой (*1*) и охватывающих форму (*2*) размеров

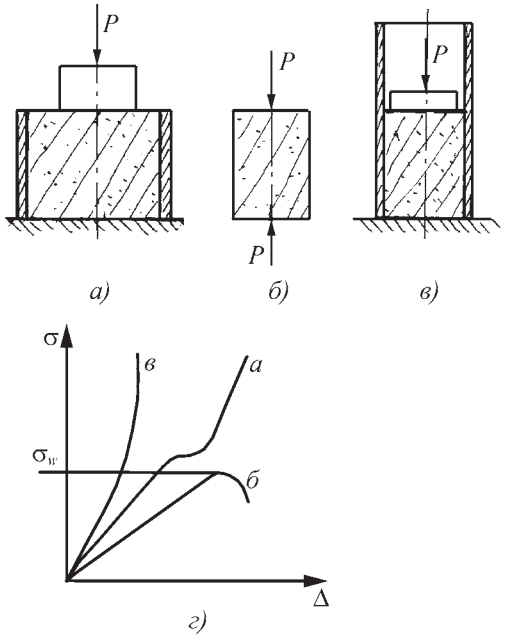


Рис. 2. Схемы испытаний формовочной смеси (*а*–*в*) и зависимости напряжений σ от перемещений Δ (*г*)

100 мм, могут оказаться больше размеров моделей, а влияние шероховатости и подутия на них – сильнее влияния усадки сплава εl_c. Для охватывающих форму размеров отливок (например, размеров, выполненных болваном) действительная усадка будет соответственно равной 3,0; 2,0 и 1,1 %. Тогда действительная усадка отливок может существенно превышать усадку сплава (рис. 1).

Основная задача при рассмотрении перемещения стенок формы (подутия) во время заливки металла заключается в установлении причин доуплотнения формы при заливке металлом при напряжениях, значительно меньших тех, которые испытывала смесь при изготовлении формы. Сейчас общепринято, что причиной доуплотнения является образование переувлажненной зоны (зоны конденсации). Однако экспериментальные данные А.А. Волкомича и дополнительные исследования показали, что перемещение стенок формы определяется в основном силовым воздействием металла в момент окончания заливки, а влияние зоны конденсации несущественно.

Оказалось, что одной из причин доуплотнения смеси меньшими напряжениями (кроме неоднородности уплотнения из-за трения смеси о модель) является различие в схемах напряженного состояния смеси при уплотнении и заливке металлом.

Доказательством этому могут служить результаты экспериментов, проведенных по трем схемам нагружения, одинаково уплотненных образцов из одной и той же смеси (рис. 2).

Кривая *а* (рис. 2, *г*) получена при нагружении образца уплотненной смеси высотой 50 мм и диаметром 100 мм штампом (колодкой) диаметром 50 мм (как у стандартного образца) (рис. 2, *а*). Уплотненность смеси также соответствует уплотненности стандартного образца после трех ударов копра. Кривая *б* (рис. 2, *г*) получена при одноосном нагружении стандартного образца из той же смеси (рис. 2, *б*). Кривая *в* (рис. 2, *г*) получена при трехосном нагружении стандартного образца в стандартной гильзе (рис. 2, *в*).

Испытание, представленное на схеме (рис. 2, *а*) с определенной долей приближения можно уподобить нагружению литейной формы металлом. При этом перемещения при нагружении будут больше, чем при нагружении жесткой колодкой.

В этом случае наблюдается горизонтальная площадка (рис. 2, *г*, кривая *а*), когда перемещения происходят без увеличения напряжения, несколько превышающего предел прочности при одноосном сжатии (кривая *б*).

Представляется, что перемещения в пределах горизонтальной площадки могут быть причиной подутия. Поэтому для повышения точности отливок форму необходимо уплотнять так, чтобы предел прочности смеси в каждой точке формы был больше напряжений, возникающих при заливке металлом.

При изготовлении форм встряхиванием с подпрессовкой используют низкопрочные смеси, при этом стандартный образец имеет, как правило, бóльшую уплотненность, чем форма. Поэтому прочность смеси в форме меньше, чем у стандартного образца, и сопоставима с напряжениями, возникающими при заливке металла, особенно с учетом гидроудара. В связи с этим при заливке форм, изготовленных встряхиванием с подпрессовкой, часто происходит их подутие. Если низкопрочные смеси уплотнять сильнее, то подутие будет уменьшаться. Кардинальным же мероприятием является применение высокопрочных смесей и более

высокое, по сравнению со стандартным, уплотнение форм.

Перемещения стенок формы зависят от толщины прослойки смеси между моделью и опокой и между моделями. Поскольку с увеличением толщины прослойки размеры отливок при прочих равных условиях увеличиваются, необходимо, чтобы толщина прослойки была минимальной. Поэтому перспективно применение кокиля, облицованного сырой формовочной смесью.

Существенное влияние на линейную усадку отливок оказывает термическое расширение формы. Определить термическое расширение сырой формы, зависящее от термического расширения образующейся в ней сухой корки, расчетным путем затруднительно. Действительно, при заливке металла температура поверхности формы быстро становится равной температуре металла. В этом случае сухая корка на одной границе в общем случае имеет ту же уменьшающуюся температуру, что и охлаждающаяся отливка, на другой – постоянную температуру, равную температуре испарения воды. При этом (в соответствии с обычными представлениями) корка должна не расширяться, а сокращаться, что противоречит экспериментам.

Для преодоления этого противоречия использованы представления о растущем теле, которое в течение рассматриваемого отрезка времени увеличивает массу и размеры. К таким телам в литейных процессах можно отнести затвердевающую корку отливки, сухую корку формы, отвердевший слой стержня и т.п.

При изучении поведения сухой корки обнаружено, что на рассматриваемом размере термическое расширение сухой корки неоднородно, поскольку этому препятствует ее сцепление с переувлажненной смесью по зоне конденсации. Очевидно, что по мере удаления от концов сухой корки силы сцепления увеличиваются и сильнее подавляют термическое расширение. Следовательно, наибольшее расширение сухой корки (полости формы) происходит на концах, а в более удаленных сечениях расширение практически полностью подавляется. Это явление названо концевым эффектом. Очевидно, что среднее термическое расширение формы вопреки традиционным представлениям зависит от величины рассматриваемого размера, уменьшаясь с его увеличением.

На размеры отливок термическое расширение формы влияет на стадиях отвода теплоты перегрева металла и его затвердевания. При этом пока металл жидкий, он следует за неоднородно расширяющейся формой. Отливка при затвердевании или ее затвердевающая корка растягивается расширяющейся формой до момента начала усадки отливки. В результате окончательная усадка вопреки традиционным представлениям оказывается неоднородной по длине – на концах меньше, чем в середине (рис. 3). Вследствие концевого эффекта она зависит от длины, возрастая с увеличением последней. Поэтому зависимость линейной усадки отливок ε_{l_o} от номинального размера $2l_o$, представленная на рис. 1 (кривая *1*), связана не только с подутием, но и с термическим расширением формы.

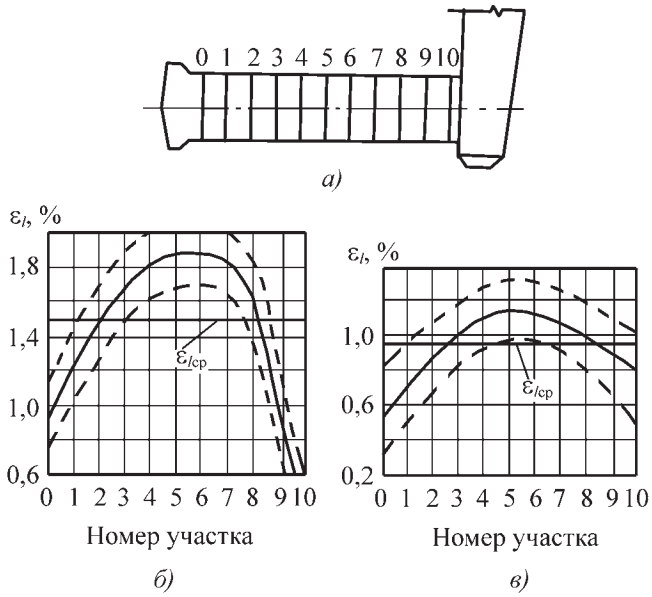


Рис. 3. Изменение линейной усадки ε_l по длине 400-миллиметровых цилиндрических образцов (*а*) из белого (*б*) и серого (*в*) чугунов

Поскольку для реальных сложных отливок аналитический расчет их линейной усадки в настоящее время затруднителен, для ее определения проведены статистические измерения моделей и отливок из СЧ, КЧ, ЧШГ и углеродистой стали. Результаты обрабатывали с использованием закономерностей формирования размеров, установленных при математическом моделировании, и таким образом установили зависимости линейной усадки отливок от номинального значения рассматриваемого размера (см. рис. 1).

Зависимости, полученные при статистической обработке результатов, использовали для определения исполнительных размеров модельной оснастки. Университетом "МАМИ" совместно с ЗАО "ЛИТАФОРМ" разработана программа для ЭВМ, входящая в пакет программ автоматизированного проектирования технологии изготовления отливок САПР "Отливка" [1]. В ней учтены также особенности формирования размеров стержней по нагреваемой оснастке, которые заключаются в следующем. Холодная смесь, уплотненная в горячей оснастке, нагревается и должна расширяться, но металлическая оснастка неподатлива и расширения смеси не происходит. Следовательно, в каждый момент времени стержневая смесь нагружается и деформируется на величину теплового расширения.

Свойства смеси в процессе нагрева изменяются. Сначала в ней преобладают вязкопластические свойства и происходят необратимые пластические дефор-

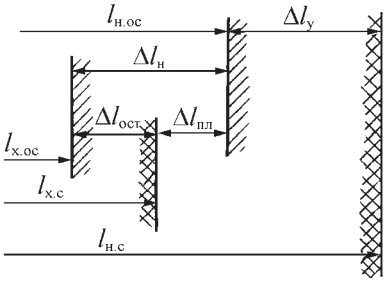


Рис. 4. Схема формирования размеров стержня, изготовляемого в нагреваемой оснастке

мации (доуплотнение смеси). Затем по мере отверждения смесь приобретает упругие свойства. Поэтому в момент извлечения стержня из нагреваемой оснастки должно происходить увеличение его размера от $l_{н.ос}$ (размера нагретой оснастки) до $l_{н.с}$ (размера нагретого стержня в момент извлечения из оснастки) вследствие упругой отдачи $\Delta l_у = l_{н.с} - l_{н.ос}$ (рис. 4).

После извлечения стержень охлаждается и его размеры сокращаются. Если бы при нагреве в стержне происходили только упругие деформации, то после охлаждения его размер был бы равен размеру нагретой оснастки $l_{н.ос}$. При наличии пластических деформаций сжатия $\Delta l_{пл}$ размер холодного стержня $l_{х.с}$ будет меньше $l_{н.ос}$, следовательно, $l_{х.с} = l_{н.ос} - \Delta l_{пл}$ или $l_{х.с} = l_{н.с} - (\Delta l_у + \Delta l_{пл})$.

Соотношение размеров холодного стержня $l_{х.с}$ и холодной оснастки $l_{х.ос}$ зависит от пластической деформации и соотношения коэффициентов линейного расширения материала оснастки и стержневой смеси. Для наиболее распространенной пары "чугунная оснастка – смесь на основе кварцевого песка" справедливо соотношение $l_{х.с} > l_{х.ос}$.

Разность размеров $\Delta l_{ост} = l_{х.с} - l_{х.ос}$ необходимо учитывать при проектировании оснастки, предпочтительнее в виде относительной величины $\varepsilon_{ост} = (l_{х.с} - l_{х.ос})/l_о$, где $l_о$ – размер отливки, оформленный стержнем.

Установлено, что $\varepsilon_{ост}$, названная остаточной деформацией, может отличаться от термического расширения оснастки при ее нагреве $\varepsilon_н = \alpha(T_{ос} - T_ц)$ (где α – коэффициент температурного расширения материала оснастки; $T_{ос}$ и $T_ц$ – соответственно температуры оснастки и цеха) почти в 2 раза. Поэтому при проектировании оснастки необходимо учитывать $\varepsilon_{ост}$, и только в первом приближении можно принять $\varepsilon_{ост} = \varepsilon_н$.

Упругая отдача при извлечении стержней увеличивает силу извлечения и может приводить к их поломкам.

Отмеченная ранее роль термического расширения сухой корки в формировании размеров относилась к опочной формовке. При безопочной формовке с вертикальным разъемом термическое расширение растущей сухой корки также является одной из основных причин различия линейной оснастки в направлениях, перпендикулярном и параллельном плоскости разъема; во втором случае расширение реализуется полнее, что необходимо учитывать при проектировании модельной оснастки. Кроме того, при прочих равных условиях отливки, полученные с использованием опочной формовки, будут точнее, чем при безопочной, и линейная усадка отливок будет иной.

Термическое расширение растущей сухой корки – основная причина образования трещин через некоторое время после заливки в безопочных формах с вертикальным разъемом, а уровень напряжений, формирующихся в процессе изготовления, транспортирования и заливки, влияет на время образования трещин.

На линейную усадку отливок из ЧШГ существенно влияет способ модифицирования. При внутриформенном модифицировании происходит меньшее, чем при ковшевом, предусадочное расширение отливок и их бóльшая линейная усадка [2].

Кроме того, способ модифицирования влияет также на случайные погрешности размеров. Внутриформенное модифицирование, как показали замеры отливок, снижает на 2–3 класса (ГОСТ 26645–89) точность отливок по сравнению с модифицированием чугуна в ковше. По всей видимости, этот экспериментальный факт связан с большим количеством технологических факторов, влияющих на протекание усадочных процессов при затвердевании отливок, изготовляемых с использованием внутриформенного модифицирования. К ним можно отнести точность дозировки модификатора, сильное влияние температуры металла на процесс растворения модификатора и др.

Следует обратить внимание на необходимость изготовления разной модельной оснастки для одной и той же отливки, изготовляемой с использованием машинной формовки и формовки на автоматизированных линиях. Для этих двух случаев линейная усадка размеров отливок, их допуски и припуски на механическую обработку будут разными. Следовательно, не только модельная оснастка, но и чертежи отливок в этом случае должны различаться.

Практика литейного производства показывает, что учет вышеописанных явлений позволяет экономить металл до 3...5 % от массы отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трухов А.П., Волкомич А.А., Сорокин Ю.А., Слободина И.А., Рожков А.М.** Особенности технологических моделей в САПР "Отливка" // Литейщик России. 2006. № 8. С. 19–21.

2. **Трухов А.П., Дмитриев С.П., Ерышканов Е.А., Шибеев Е.А.** Влияние способа модифицирования на линейную усадку отливок из высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1991. № 2. С. 12–13.

Анатолий Павлович Трухов, д-р техн. наук

А.А. Шатульский, В.А. Изотов, Асмамау Тегегне Абебе
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)

Параметры заливки для дождевых литниковых систем

Методами физического моделирования изучено течение расплава в литейной форме при использовании дождевых литниковых систем для производства отливок из серого чугуна. Установлена взаимосвязь между параметрами заливки, конструкцией литниковой системы и особенностями заполнения полости формы расплавом. Предложена методика расчета размеров дождевой литниковой системы и параметров заливки.

The article considers the melt flow through shower gate at manufacture of grey iron castings. The dependence between the parameters of the pouring, construction of the gating system and the features of the mold's filling have been established. The method of calculation of the shower gate sizes and pouring parameters is offered.

В практике литейного производства дождевые литниковые системы получили достаточно широкое распространение для изготовления отливок из чугуна. Их преимуществом является последовательное заполнение расплавом полости формы без перегрева отдельных ее частей, надежное шлакоулавливание, создание перепада температур по высоте, способствующего направленному затвердеванию. Однако при выборе конструкции литниковой системы, определении размеров и назначении параметров заливки необходимо учитывать вероятность образования таких дефектов, корольки и газовые раковины, т.е. рассматривать влияние различных физико-химических факторов на процесс заполнения полости формы расплавом.

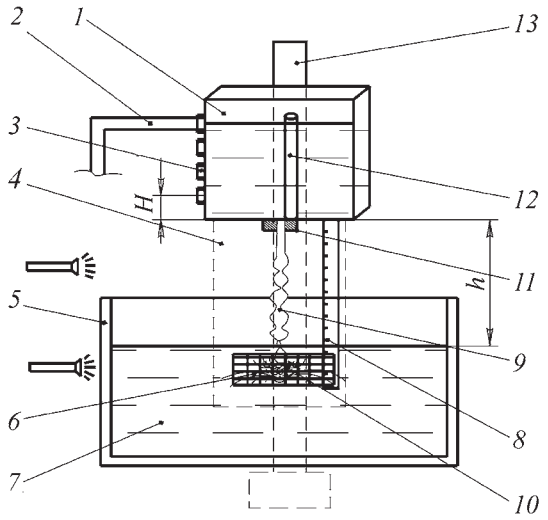


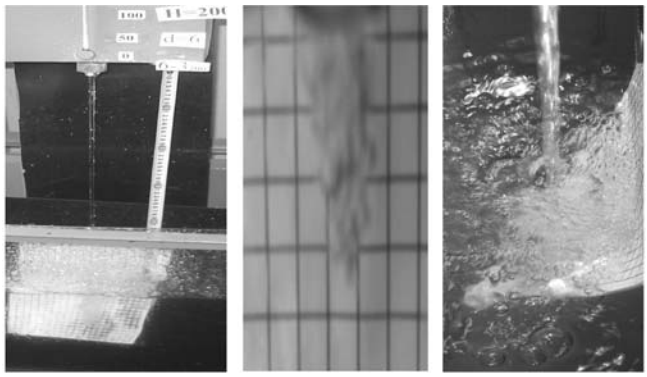
Рис. 1. Экспериментальная установка для измерения силы удара струи:
1 – чаша; *2* и *3* – отверстия, обеспечивающие постоянный уровень расплава в чаше; *4* – экран; *5* – прозрачная емкость; *6* – координатный экран; *7* – моделирующая жидкость; *8* – линейка; *9* – струя жидкости; *10* – проекция возмущения от удара струи; *11* – заливочные отверстия переменного сечения; *12* – стеклянный манометр для контроля напора жидкости; *13* – опора

Одним из факторов, обусловливающим образование в отливке газовой раковины, по мнению авторов работ [1, 2], является возникновение гидродинамического удара расплава о стенку, дно полости формы и о поверхность ванны металла. Причем увеличение силы гидродинамического удара, по мнению авторов [2], способствует также захвату воздуха и приводит к увеличению вероятности образования газовых раковин. Кроме того, гидродинамический удар увеличивает и механический пригар на поверхности отливки.

В связи с этим представляет значительный интерес определение критического значения силы гидродинамического удара, что позволит рассчитать основные параметры литья и получить отливки с минимальным количеством газовых раковин. Исследования проводили на специально сконструированной установке, схема которой приведена на рис. 1, позволяющей изменять величину напора в интервале 50...200 мм, диаметр отверстий чаши – 1...8 мм, высоту падения струи – 250...1000 мм.

В качестве моделирующей жидкости по равенству чисел подобия Вебера We, Фруда Fr, Рейнольдса Re выбрали воду. Процесс истечения жидкости из отверстий фиксировали на цифровую камеру, что позволило провести необходимые замеры, наблюдать процесс распада струи и формирования зоны воздействия струи на ванну расплава. В ходе экспериментов определяли длину нераспавшейся части струи, а также объем V и площадь возмущения S моделирующей жидкости в поверхностном слое металлоприемника (рис. 2).

Анализ полученных в ходе моделирования экспериментальных данных показывает, что при выходе моделирующей жидкости из отверстия чаши первоначально наблюдается ее струйное течение, а затем происходит распад струи на капли (рис. 2, *а*). При увеличении диаметра выходных отверстий (рис. 3) и величины напора устойчивость струйного течения возрас-



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Распад струи (*а*), образование зоны возмущения (*б*) и выделение газа (*в*) при экспериментальном изучении процесса на модельной жидкости

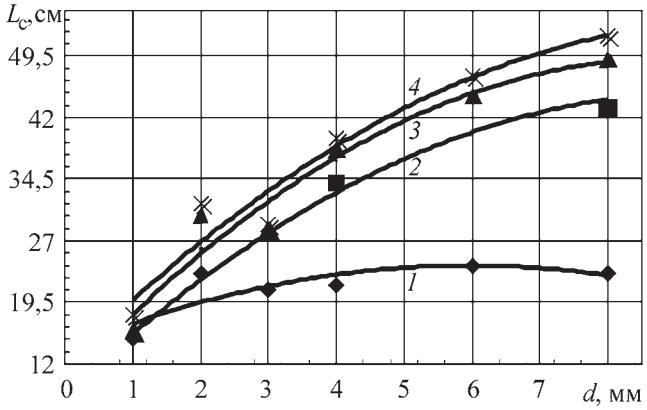


Рис. 3. Зависимость длины устойчивой части струи L_c от диаметра выходных отверстий *d* :
1 – *H* = 50 мм; *2* – 100 мм; *3* – 150 мм; *4* – 200 мм

тает. Таким образом, при больших диаметрах отверстий литниковой чаши и высоких значениях напора происходит увеличение длины нераспавшейся части струи, ускорение течения расплава и увеличение силы удара.

Силу удара *F* струи о дно полости формы рассчитывали, исходя из импульса силы, и по формуле

$$F = \rho Q k \sqrt{2g(\varphi^2 H + h)} ,$$

где ρ – плотность расплава; *Q* – расход расплава в чаше, $Q = f_{ст} v_{ст}$; $v_{ст}$ – скорость течения струи расплава; $f_{ст}$ – площадь поперечного сечения струи; *k* – коэффициент торможения струи; *g* – ускорение свободного падения; φ – коэффициент скорости; *H* – уровень расплава в чаше (напор); *h* – высота падения струи из чаши в полость формы.

После подстановки коэффициента *k* и упрощений окончательно формула для расчета силы удара струи приобретает вид

$$F = \rho \pi \mu r^2 v_{ст}^2 ,$$

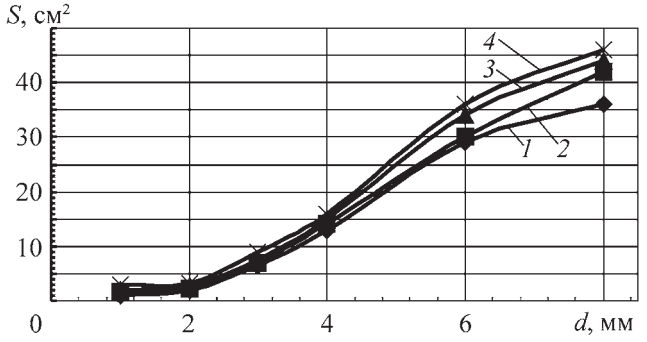


Рис. 4. Зависимость площади возмущения *S* от диаметра отверстий *d* :
1 – *h* = 250 мм; *2* – 500 мм; *3* – 750 мм; *4* – 1000 мм

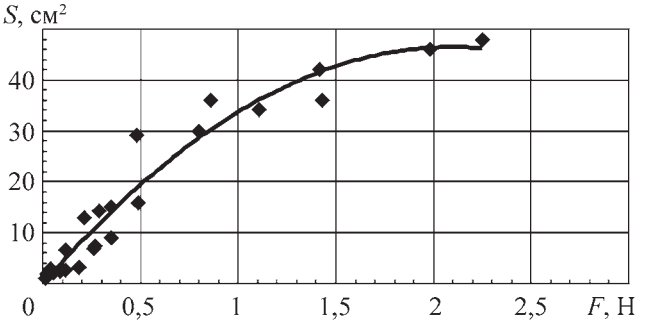


Рис. 5. Зависимость площади возмущения *S* от силы удара *F* струи

где μ – коэффициент расхода; *r* – радиус струи (равен радиусу отверстий).

О величине силы удара струи о дно формы и поверхность ванны расплава косвенно можно судить также и по величине образующейся в объеме моделирующей жидкости зоны возмущения, которая показана на рис. 2, *б*.

Анализ полученных в ходе физического моделирования экспериментальных данных показал, что при увеличении диаметра отверстий, высоты падения струи и напора площадь возмущений возрастает. Расчетные значения силы удара струи получены для разных условий заливки, т.е. разных диаметров отверстий, напоров и высот падения (рис. 4 и 5).

В табл. 1 представлены результаты экспериментальных данных заливок моделирующей жидкости,

1. Результаты экспериментальных заливок полости формы

№	*d*, мм	*h*, мм	*H*, мм	Re	We	Fr
1	6	750	50	2346	421	210
2	6	750	100	2486	408	237
3	6	750	150	2553	498	249
4	8	500	50	2666	442	124

2. Зависимость длины L_c нераспавшейся части струи от диаметра отверстия *d* и напора *H*

Параметр	*H*, мм								
	10			50			100		
d, мм	2	4	6	2	4	6	2	4	6
L_c, см	2	18	21	3	21	26	4	27	36

обработанные в числах подобия, что позволило получить уравнения подобия для определения длины L_c нераспавшейся части струи:

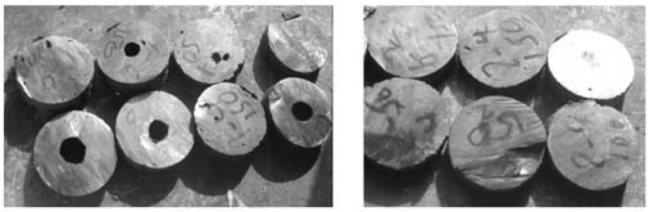
$$L_c = 4{,}86\mathrm{Fr}^{0,267}\mathrm{We}^{0,15}.$$

В ходе экспериментов доказано, что при увеличении диаметра отверстий, напора и высоты падения нераспавшейся струи сила удара заметно возрастает, это сопровождается захватом струей воздуха, чему также способствует появление турбулентного характера движения жидкости в струе при числах Рейнольдса выше 2300. При больших диаметрах отверстий последующее выделение газа на поверхность остается минимальным или отсутствует.

По всей видимости, это связано с кумулятивным эффектом струи, который не позволяет газовым пузырькам всплыть на поверхность. В отливках это приведет к значительному повышению объема газовых раковин. Как показали эксперименты, появление этого эффекта наблюдается при значениях силы удара выше 1,84 Н, поэтому данное значение можно принять в качестве предельно допустимого, исходя из которого целесообразно назначать параметры заливки, а именно, диаметр отверстий, напор и высоту падения струи.

Проверку данного вывода осуществляли в ходе экспериментальных заливок чугуном СЧ20 (табл. 2) цилиндрических отливок при разных диаметрах отверстий и напорах (разных уровнях металла в чаше).

Оценку загрязненности и пористости отливок осуществляли методом гидровзвешивания. Образцы вырезали соответственно из верхней и нижней частей отливок (рис. 6). Видно, что наибольший объем газовых дефектов находится в верхней части отливки, что подтверждает ранее сделанный вывод о наличии кумулятивного эффекта.



а) *б)*

Рис. 6. Образцы для гидровзвешивания, вырезанные из верхней (*а*) и нижней (*б*) частей отливок

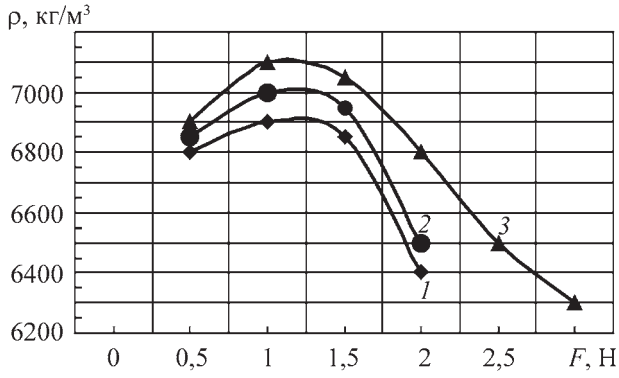


Рис. 7. Зависимость плотности ρ верхней части отливки от силы удара струи *F*:
1 – *H* = 50 мм; *2* – 100 мм; *3* – 150 мм

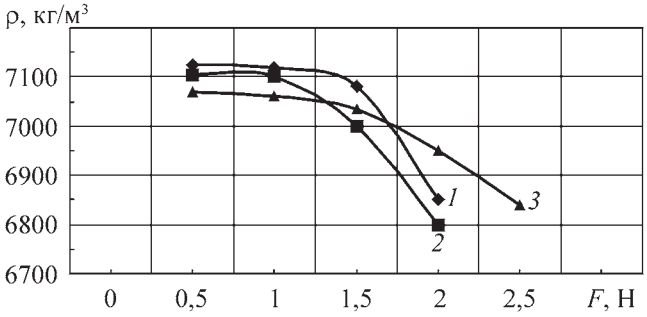


Рис. 8. Зависимость плотности ρ нижней части отливки от силы удара струи *F*:
1 – *H* = 50 мм; *2* – 100 мм; *3* – 150 мм

Результаты гидровзвешивания образцов, вырезанных из верхней и нижней частей отливок приведены на рис. 7 и 8.

Таким образом, проведенные исследования позволяют предложить методику расчета основных параметров заливки отливок из чугуна для дождевых литниковых систем.

1. В зависимости от толщины стенки отливки δ_o рассчитываем минимально допустимую скорость заполнения формы $v_{ф\,min}$, обеспечивающую отсутствие в отливке спаев и неслитин, м/с:

$$v_{ф\,min} = 114{,}17\delta_o^{-0,643}.$$

2. Определяем расход расплава исходя из площади сечения полости формы, нормальной к направлению движения и минимально допустимой скорости:

$$Q = F_o v_{ф\,min},$$

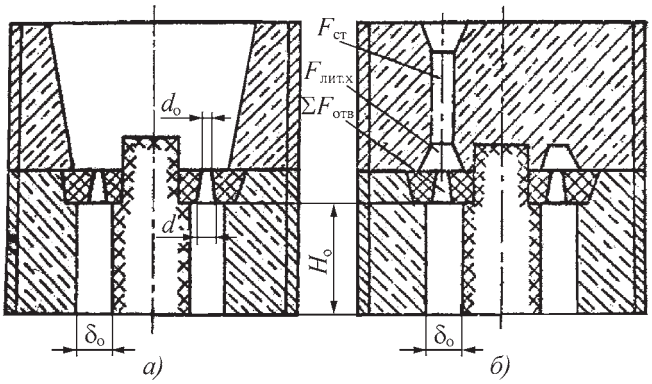


Рис. 9. Конструкции дождевой литниковой системы:
а – подвод металла через воронку с сеткой; *б* – подвод металла через кольцевой шлакоуловитель

где Q – расход металла в чаше, см^3/с;

$F_о$ – площадь сечения отливки, мм^2.

3. Определяем суммарную площадь отверстий по формуле

$$\Sigma F_{отв} = \frac{Q}{\rho\mu\sqrt{2gH}},$$

где μ – коэффициент расхода, для дождевой литниковой системы (рис. 9, *а*) μ = 0,5...0,62, для системы на рис. 9, *б* μ = 0,45...0,5.

4. Рассчитываем минимальный диаметр отверстия при условии отсутствия распада струи расплава на капли ($L_с = 0{,}7h$):

$$Z = 13{,}19\mathrm{Ch}^{0,8}\mathrm{Y}^{0,34},$$

где Ch – критерий структуры поверхностного слоя потока, представляющий собой меру отношения сил внутреннего трения к силам поверхностного натяжения [1];

$Z = \dfrac{h}{L_с}$ – симплекс, характеризующий течение расплава (распад струи);

$L_с$ – длина нераспавшейся части струи;

$Y = \dfrac{H}{d}$ – симплекс, характеризующий силу удара струи;

d – минимально допустимый диаметр отверстия.

5. Рассчитываем гидродинамическую силу удара струи, обеспечивающую минимально возможное загрязнение отливки в форме, т.е. выполнение условия:

$$F = 4g\rho\pi r^2\mu\sqrt{H}k\sqrt{\varphi H} + \sqrt{h} < 1{,}84\ \text{Н},$$

где h – высота падения расплава из чаши в полость формы, мм;

r – радиус отверстий, мм;

k – коэффициент торможения струи, равный 0,92 для серого чугуна;

φ – коэффициент скорости, равный 0,97.

Если условие не выполняется, то уменьшаем диаметр отверстий или высоту падения расплава.

6. Определяем число отверстий в чаше, обеспечивающих условие вытекания расплава без захвата или с минимальным захватом воздуха струи и снижающие силу удара:

$$n = \sum \frac{F_{отв}}{\pi d^2/4}.$$

7. Исходя из площади отверстий, определяем размеры литниковых ходов и стояка для серого чугуна по соотношению

$$F_{отв} : F_{лит.х} : F_{ст} = 1{,}0 : 1{,}2 : 1{,}4.$$

Выводы

Пористость и загрязненность отливки при использовании дождевых литниковых систем зависят от многочисленных факторов, однако главную роль играет сила удара струи, которая определяется геометрическими параметрами литниковой системы.

Существует экспериментально определенное критическое значение силы удара струи, выше которого повышается загрязненность отливки.

Максимально возможный диаметр отверстий дождевой литниковой системы не должен превышать 6 мм, так как его дальнейшее увеличение приводит к росту загрязненности отливки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чистяков В.В.** Методы подобия и размерности в литейной гидравлике. М.: Машиностроение, 1990. 436 с.

2. **Мусияченко А.С.** Предельно допустимые скорости течения расплава в форме // Литейное производство. № 2. 1987. С. 16–17.

Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук;
Владимир Анатольевич Изотов, канд. техн. наук;
Асмамау Тегегне Абебе, инженер

УДК 621.791

В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет)*

Пористость при сварке алюминиевых сплавов

Изложены современные представления о природе и механизмах образования газовых пор при сварке плавлением алюминиевых сплавов. На основе разработанной методики, теоретических и экспериментальных исследований изложены физико-химические закономерности процесса порообразования и намечены обоснованные технологические меры его предупреждения.

The paper considers the modern conceptions about the nature and mechanisms of the gas porosity origin during fuse welding of aluminium alloys. Physical-chemical regularities of the gas porosity origining are set out on the base of theoretical and experimental researches. Also the measures on prevention are outlined.

Появление пор при сварке плавлением алюминиевых сплавов – явление хорошо известное. По результатам многих исследований, подтвержденных практическим опытом, поры в металле швов алюминиевых сплавов являются самым распространенным и достаточно опасным дефектом, существенно влияющим на конструкционную прочность и способным значительно уменьшить работоспособность сварных конструкций.

Вопросу влияния пор на прочность сварных соединений алюминиевых сплавов посвящено много работ отечественных и зарубежных авторов. При изучении этого вопроса исследователи часто обращают внимание на зависимость степени влияния на эксплуатационные характеристики сварных соединений от размеров пор, глубины и места расположения, количества и степени их локализации. При этом поры рассматриваются как концентраторы напряжений от рабочих нагрузок. Поры в узкой, прилегающей к ним зоне, увеличивают концентрацию напряжений, которая зависит, помимо размера пор, от свойств материала и характера напряженного состояния.

Проблеме предупреждения пор при сварке плавлением алюминиевых сплавов уделялось большое внимание. Среди отечественных ученых, представляющих различные научные школы и направления в изучении этой проблемы, можно назвать А.А. Алова, А.А. Ерохина, В.В. Фролова, Г.Д. Никифорова, Д.М. Рабкина, М.А. Абралова, А.Я. Ищенко, И.Р. Пацкевича, Г.Ф. Деева, А.И. Горшкова, Б.А. Колачева, Г.Е. Лозеева и др.

Процесс порообразования относится к сложным физико-химическим явлениям, развитие которого обусловлено не только свойствами свариваемого металла, но и особенностями сварочного процесса. Природа пор коренным образом отличается от природы других дефектов, возникающих при сварке: трещин, включений, подрезов и др. Поэтому процесс порообразования и проблема борьбы с порами требуют отдельного рассмотрения и глубокого изучения.

Попытка решить эту проблему односторонне и эмпирически привела к многообразию представлений о наиболее вероятных источниках газов, формирующих пузырьки, и механизме их возникновения. В многочисленных публикациях отечественных и зарубежных авторов рассмотрены лишь отдельные фрагменты процесса порообразования. При этом отсутствуют комплексные (системные) изложения всех стадий процесса.

Ключом к кардинальному решению существующей проблемы борьбы с порами при сварке плавлением цветных металлов и их сплавов является комплексное всестороннее исследование всех стадий процесса порообразования, систематизация и обобщение существующих знаний и на этой основе разработка научно обоснованных путей и технологических рекомендаций по предупреждению пористости.

С позиций физики поверхностных явлений, химической термодинамики, гидродинамики порообразование рассматривается как стадийный и многофакторный физико-химический процесс. Г.Д. Никифоров рассматривал процесс образования пор как многофакторный гетерофазный физико-химический процесс, протекающий в несколько стадий: зарождение пузырьков, их развитие в объеме, пузырьковая дегазация ванны и превращение пузырьков в поры при кристаллизации. Схематично этапы процесса порообразования и факторы, воздействующие на него, представлены на рис. 1.

При этом образование зародышей газовых пузырьков подразделяется на эндогенное – внутри объема сварочной ванны, преимущественно в результате гетерогенного выделения из пересыщенного раствора газов, и экзогенное – вне объема сварочной ванны, вследствие гетерогенного выделения газов при пиролизе и протекания реакций между веществами, находящимися на поверхности кромок и присадочной проволоки. Гомогенное возникновение зародышей газовых пузырьков в объеме сварочной ванны предполагается маловероятным. Отметим, что механизм образования зародышей газовых пузырьков является более узким понятием, чем механизм образования пор.

Для дальнейшего рассмотрения проблемы порообразования при сварке плавлением алюминиевых сплавов целесообразно остановиться **на терминологии**, используемой различными авторами, **и попытаться привести ее к единообразию**, что позволит избежать разночтения в описании протекающих процессов.

По данным А.А. Алова, источники порообразования подразделены на металлургические и технологические. Металлургические источники порообразования определяются качеством свариваемых полуфабрикатов (газосодержание, расслоения и др.), технологические – качеством подготовки поверхности под сварку, сборкой, способом сварки и цеховыми условиями (влажность, запыленность).

Г.Д. Никифоров и его последователи предлагают делить источники порообразования на внутренние и внешние. Внутренние источники действуют внутри объема ванны, преимущественно в результате гетерогенного выделения газов на базе дисперсных тугоплавких включений из пересыщенного раствора, а внешние – вне объема ванны, вследствие гетерогенного выделения газов при пиролизе газообразующих веществ и протекания химических реакций между веществами, находящимися на поверхности кромок стыка и присадочного материала. Это в основном адсорбированная, гидратированная и капиллярная влага, пылевые и жировые загрязнения.

В работе Д.М. Рабкина [1] решающим фактором в механизме образования пористости названо скачкообразное падение растворимости при изменении фазового состава сплава в узком температурном интервале, перегрев сварочной ванны (до кипе-

Рис. 1. Этапы процесса порообразования при сварке алюминиевых сплавов и факторы, влияющие на эти стадии

ния) и наличие в свариваемых сплавах химических элементов с низкой температурой плавления и кипения (например, цинка).

Несмотря на различия в терминологии определения источников и, соответственно, механизмов порообразования при дуговой сварке алюминиевых сплавов, в работах А.А. Алова, Г.Д. Никифорова и Д.М. Рабкина подразумеваются, практически, одни и те же причины и явления. Так, внутренние источники порообразования (или металлургические источники) стимулируют возникновение зародышей газовых пузырьков на тугоплавких плохо смачиваемых включениях, попадающих в ванну с поверхности основного и присадочного металлов, а также на металлургических дефектах в структуре полуфабрикатов (рыхлоты, микропоры и расслоения).

Таким образом, речь идет **не о механизмах образования зародышей газовых пузырьков, а об источниках их возникновения**. Поэтому правомерно рассматривать **два механизма образования зародышей газовых пузырьков** при сварке плавлением алюминиевых сплавов – эндогенный и экзогенный. Впервые предложено рассматривать одновременное действие двух механизмов возникновения зародышей газовых пузырьков при сварке плавлением в работе [2].

При сварке алюминиевых сплавов, не содержащих в своем составе магний, появление зародышей газовых пузырьков в сварочной ванне происходит в зоне перегрева металла под источником сварочного тепла. В этом случае парогазовая фаза первоначально создается легкоиспаряющимися компонентами сплава (цинк, литий и др.), а устойчивость возникшего парового пузырька стабилизируется благодаря диффузии в него водорода и других газов.

Механизм возникновения зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов, легированных магнием, можно представить следующим образом. Частицы оксидной пленки основного и электродного присадочного металлов, попадающие в сварочную ванну, содержат остатки непрореагировавшей влаги. Вступая в контакт с жидким металлом, влага разлагается с выделением водорода, который формирует пузырьки.

Поскольку оксидная пленка сравнительно толстая и содержит дефекты в виде микротрещин и различных несплошностей, то создаются условия для непосредственного выделения водорода в молекулярной форме, минуя стадию растворения (в отличие от сварки алюминия). Это приводит к развитию пузырьков в объеме, что не должно иметь прямой связи с исходной концентрацией водорода в ванне (по данным Г.Д. Никифорова). Интенсивность развития зародышей пузырьков и их количество в таком случае зависят от количества оксидных частиц, замешиваемых в сварочную ванну, удельной поверхности основного и присадочного металлов, участвующих в формировании шва, запаса влаги, аккумулированной оксидными пленками, а также длительности контакта оксидных частиц с жидким металлом, в течение которой пузырьки развиваются в объеме по мере выделения в них водорода в результате развития реакции с влагой.

Включения в виде тугоплавких частиц будут активны (при плохой смачиваемости их поверхности расплавом сварочной ванны), если значение одного из линейных размеров R этих включений удовлетворяет условию:

$$R + \Delta q \geq r_к \ , \qquad (1)$$

где Δq – толщина слоя газа на поверхности включения; $r_к$ – критический радиус зародыша при гетерогенном зарождении.

Так, при выделении газа на поверхности пластинки круглой формы (рис. 2) пузырек формируется в виде эллипсоида с радиусом r_1, большим R (стадия I). Наличие тугоплавких частиц способствует образованию зародышей газовой фазы при меньших пересыщениях расплава газами. В дальнейшем зародыш увеличивается в размерах (стадии II и III) и достигает критического радиуса, при котором зародыш становится стабильным.

Для алюминиево-магниевых сплавов наблюдается проявление экзогенного механизма возникновения зародышей газовых пузырьков. В процессе сварки перед сварочной ванной происходит разогрев свариваемых кромок и десорбция влаги и органических веществ [3].

Зародыши газовой фазы формируются на стадии нагрева (вне сварочной ванны) на базе герметичных полостей, образованных развитой микрогеометрией поверхности свариваемых

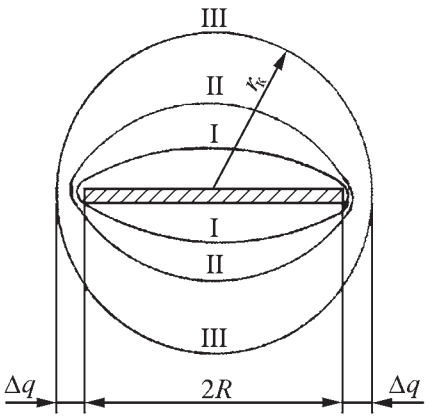


Рис. 2. Зарождение газового пузырька на взвесях в виде пластинок

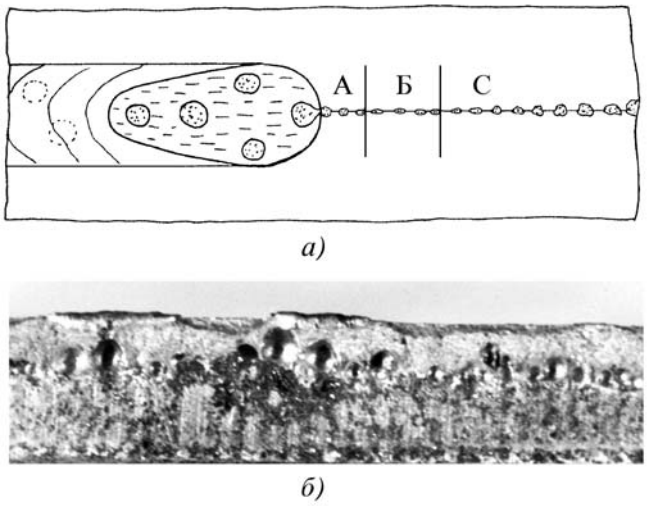


Рис. 3. Схема образования закрытых полостей при сварке встык алюминиевых сплавов, легированных магнием (*а*) и газовые пузырьки в изломе частично проплавленного стыка (*б*), ×2:
А – зона пластической деформации металла с интенсивным развитием физического контакта и диффузионного сращивания металла; Б – зона упругопластического контакта; С – зона упругого контакта выступов торцевой поверхности свариваемых кромок

кромок стыка, в результате их сближения и сжатия перед сварочной ванной. По мере приближения сварочной дуги эти микрообъемы принимают сферическую форму в результате увеличения давления в них по мере повышения температуры и уменьшения сопротивления деформированию со стороны основного металла.

В момент расплавления на месте таких закрытых полостей формируются готовые зародыши газовых пузырьков, которые и попадают в стык вне фронта плавления (рис. 3). Необходимо отметить, что решающий вклад вносят продукты реакции при нагреве гидратированной и капиллярной влаги, адсорбированной на свариваемых поверхностях и на присадочной проволоке.

С появлением сплавов систем Al–Mg–Li, Al–Mg–Li–Sc и Al–Cu–Li–Sc понятия об источниках пор значительно расширились. Одним из основных источников порообразования для этих сплавов стали считать поверхностный слой листовых полуфабрикатов, образующийся в процессе их изготовления и технологических нагревов при изготовлении деталей [4].

Это связано с тем, что поверхностный слой содержит соединения, диссоциирующие при сварочном нагреве с выделением газов. Поэтому в качестве основной меры предупреждения образования этого особого вида пористости в сварных швах алюминиевых сплавов с литием впервые были предложены два принципиальных решения: удаление поверхностного слоя механическим или химическим путем на глубину 0,1...0,2 мм (в зависимости от химического состава сплава) и термовакуумная обработка полуфабрикатов перед сваркой для изменения состава соединений с литием в поверхностном слое.

После проведения этих технологических мероприятий источники порообразования для сплавов алюминия с литием практически не отличаются от источников порообразования для других алюминиевых сплавов (при наличии поддува инертными газами со стороны корня шва).

Поверхностный слой на алюминиево-литиевых сплавах под действием теплоты дуги диссоциирует с выделением водорода и диоксида углерода. Выделяющиеся газы заполняют несплошности и развивают их до размера макропузырьков, которые при перемещении источника нагрева попадают в сварочную ванну (рис. 4).

Поскольку газовые пузырьки при сварке алюминиевых сплавов образуются на стадиях нагрева и расплавления стыка кромок или присадочной проволоки, то их развитие в объеме

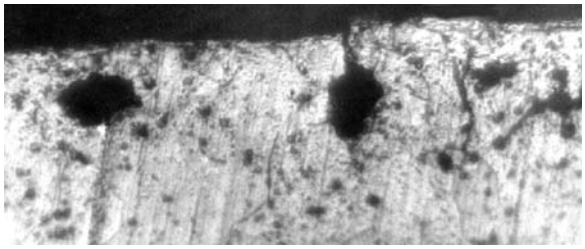


Рис. 4. Поры в поверхностном слое алюминиевого сплава 1420 на расстоянии 0,2...0,5 мм перед фронтом сварочной ванны, ×100

может протекать в течение всего времени существования сварочной ванны. Исключение составляют случаи, когда развитие зародышей газовых пузырьков происходит благодаря растворенному водороду на стадиях охлаждения и кристаллизации сварочной ванны, например, при сварке алюминиевых сплавов, не содержащих в своем составе магний и литий. Кинетика таких процессов, протекающих в сварочной ванне, зависит от характера тепло- и массопереноса, определяемого направлением и интенсивностью конвективных потоков в ванне, т.е. от схемы гидродинамической обстановки.

Вторым этапом процесса образования пор (см. рис. 1) является стадия развития пузырьков в объеме. Такое развитие может происходить по двум механизмам. При сближении пузырьков одинакового размера их объединение происходит по механизму коалесценции, а для пузырьков различного размера помимо коалесценции возможно проявление механизма диффузионного объединения пузырьков.

Между пузырьками, находящимися в непосредственном контакте в жидкости, образуются тонкие пленки, ограниченные с двух сторон однородной газовой фазой. Прочность пленки определяется кинетическим, термодинамическим, а также структурно-механическим факторами. Процесс коалесценции связан с разрушением таких пленок под действием сил поверхностного натяжения и протекает в основном в две стадии.

Первая стадия процесса коалесценции является стадией утонения свободной пленки. В месте стыка газовых пузырьков образуются углы (треугольники Гиббса), в которых жидкость имеет сильно вогнутую поверхность. В вогнутых местах жидкости давление понижено и это вызывает ее отток из плоских частей (если пузырьки одинакового размера) в вогнутые или более вогнутые (если пузырьки различных размеров) (рис. 5, где p', p'' – давления газа внутри пузырька). Возникает течение жидкости из капилляра, каковым является пленка между газовыми пузырьками, к ее углам, периферии. Это течение приводит к самопроизвольному утонению пленки. На втором этапе процесса коалесценции в пленке происходит спонтанное возникновение дырки, которая растет с большой скоростью, что означает ее разрушение [5].

Результаты исследований, выполненных автором статьи, а также другими исследователями, показали, что при дуговой сварке алюминиевых сплавов превалирующим механизмом развития газовых пузырьков является механизм коалесценции. В отличие от механизма коалесценции при конвективно-диффузионном механизме большее развитие получают микропузырьки.

Дегазация сварочной ванны металлов возможна в результате удаления через поверхность ванны газа в виде атомов и пузырьков. Дегазация ванны благодаря всплыванию пузырьков газа является наиболее эффективным процессом и количество пор в металле швов определяется в основном полнотой протекания этого процесса. Обычно в литературе отмечался факт, что с увеличением длительности существования ванны большее количество пузырьков успевает ее покинуть и пористость швов уменьшается, что вполне логично.

Очевидно, что степень пузырьковой дегазации ванны определяется не только длительностью ее существования, но и временем нахождения пузырьков в объеме ванны. Последний параметр зависит от скорости всплывания пузырьков в поле силы тяжести, гидродинамической ситуации в сварочной ванне (оп-

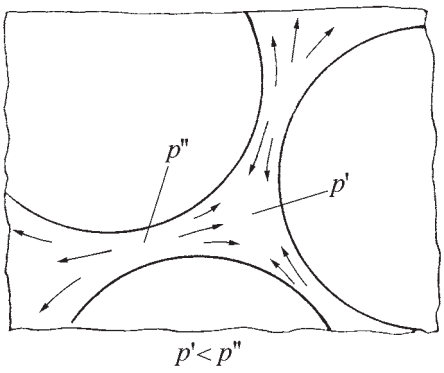


Рис. 5. Схема вытекания жидкости из свободной пленки, образовавшейся между контактирующими пузырьками

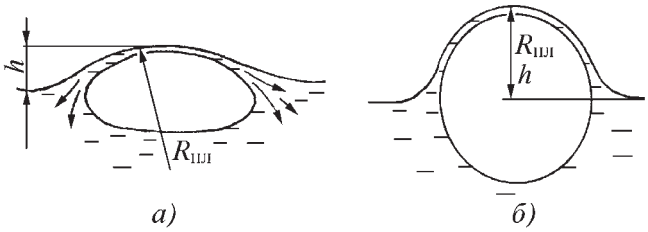


Рис. 6. Схема вытеснения жидкости из тонкой пленки, образующейся на границе раздела фаз при всплывании пузырька:
а – $h < R_{пл}$; *б* – $h = R_{пл}$

ределяющей путь движения пузырька и результирующую скорость всплывания), а также от ее пространственного расположения. В связи с этим длительность существования ванны и скорость всплывания пузырьков могут быть приняты как основные критерии полноты ее пузырьковой дегазации.

К дополнительным факторам, влияющим на пузырьковую дегазацию ванны при сварке, относятся искусственно создаваемые воздействия на металл ванны электромагнитных сил, ультразвуковых и других механических колебаний, внешнего давления, вязкость металла и поверхностное натяжение сварочной ванны. При этом влияние внешнего давления заключается в том, что при его изменении увеличивается или уменьшается размер пузырьков и соответствующим образом их скорость всплывания. Увеличение вязкости металла снижает скорость всплывания пузырьков, а повышение поверхностного натяжения препятствует переходу пузырьков через поверхностный слой ванны.

Пузырьковую дегазацию ванны можно разделить на три основные стадии: отрыв пузырьков от твердой поверхности (подложки), их всплывание к свободной поверхности ванны и переход через межфазную поверхность (зеркало ванны). Первая и третья стадии для сварочной ванны в некоторых аспектах рассмотрены в работе [Деев Г.Ф., Пацкевич И.Р. Дефекты сварных швов. Киев, 1984.]. Подробно пузырьковая дегазация ванны при сварке алюминиевых сплавов изучена в работе [6].

Поскольку зарождение пузырьков связано с наличием готовой поверхности раздела, то начальная стадия процесса всплывания будет характеризоваться условиями отрыва пузырьков от этой поверхности подложки. На кинетику отрыва пузырька от подложки определяющее влияние оказывает поле силы тяжести.

Если размер газового пузырька превышает критический, то он свободно переходит через межфазную границу. Когда его радиус меньше критического или на поверхности ванны присутствует оксидная пленка, то пузырек останавливается у границы раздела фаз и фиксируется в виде подкорковой поры (рис. 6, где h – высота выхода пузырька над поверхностью расплавленного металла; $R_{пл}$ – радиус пленки над пузырьком).

Поры в металле швов образуют не успевшие всплыть газовые пузырьки, фиксируемые в момент кристаллизации металла, поэтому наличие пузырька в сварочной ванне является необходимым условием образования пор. Обычно в алюминиевых сплавах поры располагаются в металле шва, распределяясь определенным образом в его объеме. При сильной загрязненности торцевой поверхности кромок и поверхности присадочной проволоки, высокой загазованности основного металла и относительно малом времени существования сварочной ванны, недостаточном для реализации процесса пузырьковой дегазации, поры могут занимать все сечение шва и выходить на его поверхность.

При сварке плавлением алюминиевых сплавов поверхность поры представляет собой сферу определенного радиуса. Давление газа в пузырьках относительно большого размера невелико и приближается к атмосферному. По результатам расчетов давление в порах возрастает с уменьшением их диаметра.

При диаметре пор 0,01 мм и менее на начальной стадии кристаллизации давление в порах больше критического, способного деформировать металл, окружающий пору. Максимальное давление в порах диаметром 0,01 мм при повышенных температурах приближается к 110 МПа и после охлаждения до 20 °С снижается.

При увеличении диаметра пор до 0,1 мм максимальное давление водорода в них при температурах, близких к температуре начала кристаллизации алюминия, снижается до 18 МПа, а при 20 °С становится меньше 100 кПа (по данным Г.Д. Никифорова).

В работе [7] исследовано поведение водорода при остывании сварного соединения алюминиевого сплава, легированного литием. Показано, что при температуре выше 400 °С по мере остывания водород диффундирует в поры из окружающего слоя металла, а при температуре ниже 400 °С происходит поглощение части водорода поверхностью поры с образованием хрупких гидридов. Данный процесс может являться причиной снижения прочности и пластичности металла сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, а слой металла вокруг поры – очагом зарождения трещин при циклическом нагружении соединения в процессе эксплуатации конструкции.

Суммируя современные представления о механизме формирования пор в сварных соединениях алюминиевых сплавов, можно отметить следующие пути и способы предупреждения пористости:

1. Подавление развития зародышей газовых пузырьков ограничением концентрации водорода, растворенного в сварочной ванне.

Для разработки конкретных технологических мероприятий, направленных на ограничение концентрации растворенного водорода в сварочной ванне и предупреждения образования пор, необходимо учитывать, что суммарное содержание водорода в ванне складывается из концентраций растворяющегося в ней водорода, образующегося при реакции влаги с металлом на поверхности свариваемых кромок, выделяющегося при разложении влаги на поверхности присадочной проволоки, растворенного в основном и присадочном материалах, а также попадающего из зоны дуги в результате увлажнения защитного газа.

В связи с этим основные технологические меры борьбы с пористостью при сварке алюминия должны быть направлены на снижение концентрации водорода в сварочной ванне благодаря специальной обработке поверхности свариваемых кромок и присадочной проволоки. Учитывая большую вероятность образования пор в швах на алюминии по экзогенному механизму, необходимо непосредственно перед сваркой шабрить торцевые поверхности свариваемых кромок с последующим их обезжириванием и обезвоживанием.

2. Ограничение развития зародышей газовых пузырьков сокращением времени пребывания сварочной ванны в расплавленном состоянии.

Вследствие уменьшения времени существования сварочной ванны при сварке алюминия существует принципиальная возможность ограничить время развития зародышей газовых пузырьков и снизить пористость путем фиксации большой части растворенного в ванне водорода в закристаллизовавшемся металле. Сократить время существования сварочной ванны можно при ведении сварки с минимально возможной погонной энергией при высоких скоростях сварки. Это направление реализуется при использовании лазерной сварки при скорости 240...280 м/ч.

3. Снижение пористости при сварке алюминия благодаря созданию условий для пузырьковой дегазации ванны.

Продолжительность существования сварочной ванны можно увеличить повышением погонной энергии сварки, уменьшением скорости сварки. Учитывая, что развитие газовых пузырьков при сварке алюминия начинается в определенный период стадии охлаждения, трудно ожидать желаемой эффективности пузырьковой дегазации ванны вследствие задержки пузырьков растущими дефектами и наличия на поверхности ванны плотной оксидной пленки.

Если исходная концентрация водорода в сварочной ванне выше предельной, что возможно при сварке алюминия с повышенным содержанием водорода или насыщении им ванны из внешних источников, то процесс пузырьковой дегазации сварочной ванны дает заметный эффект, так как в этом случае зарождение и развитие пузырьков происходит на ранних стадиях существования ванны.

Уменьшение пористости вследствие пузырьковой дегазации сварочной ванны при уменьшении скорости сварки от 38 до 15 м/ч наблюдали в работе [1]. Д.М. Рабкин считает, что снижение скорости сварки или предварительный подогрев при сварке технического алюминия оптимального состава не оказывает отрицательного влияния на другие свойства металла шва. Для сплавов алюминия такие мероприятия могут привести к снижению прочности и вязкости металла шва.

В связи с этим более целесообразным является применение электромагнитного перемешивания металла ванны и введение в нее колебаний. Эти меры способствуют пузырьковой дегазации сварочной ванны благодаря отрыву газовых пузырьков от подложки, интенсификации развития пузырьков в результате коалесценции и диффузии в них водорода, а также облегчения перехода пузырьков через поверхность ванны.

Для снижения пористости в сварных соединениях алюминиевых сплавов, легированных магнием (АМг6), рекомендуются следующие мероприятия:

– рациональная обработка поверхности проволоки и свариваемых деталей для уменьшения количества водорода и влаги, поступающей в сварочную ванну из оксидных пленок;

– сокращение времени протекания реакции влаги, содержащейся в пленке, с жидким металлом ванны и времени развития зародышей пузырьков в объеме;

– сокращение удельной поверхности проволоки, участвующей в формировании шва вследствие уменьшения доли участия в образовании шва присадочного металла и увеличения диаметра проволоки.

Тщательная зачистка торцевых поверхностей кромок позволяет предупредить появление пор в швах благодаря предотвращению образования пузырьков по экзогенному механизму. Следует обратить внимание на то, что при механической зачистке боковых поверхностей кромок толщина снимаемого поверхностного слоя не должна превышать минусовые допуски на толщину материала в состоянии поставки.

Уменьшение длительности существования сварочной ванны должно подавлять развитие зародышей пузырьков, а увеличение – способствовать их росту и, следовательно, пузырьковой дегазации сварочной ванны.

При сварке алюминиево-магниевых сплавов гидратированная влага, попадая с оксидной пленкой в сварочную ванну, разлагается с выделением молекулярного водорода, минуя стадию растворения, это выделение начинается с момента расплавления металла и завершается в уже закристаллизовавшемся металле.

В отличие от сварки алюминия зародыши газовых пузырьков получают возможность развиваться в течение всего времени существования сварочной ванны. Поэтому повышение скорости сварки (снижения погонной энергии) не приведет к подавлению развития зародышей пузырьков. И, наоборот, увеличение длительности существования сварочной ванны (вследствие повышения погонной энергии) должно благотворно влиять на развитие пузырьковой дегазации сварочной ванны и сокращение количества пор в шве.

Особенности борьбы с порами при сварке тонколистовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, содержащих литий (сплавы 1420, 1460 и др.), связаны с наличием наследственного загазованного поверхностного слоя, а полуфабрикатов больших сечений (плиты, поковки, прессованные полосы и др.) дополнительно с наличием расслоений и рыхлот внутри полуфабрикатов.

В литературе наиболее широко распространены рекомендации по борьбе с пористостью швов этой группы сплавов: вакуумная термическая обработка полуфабрикатов и деталей (ВТО) для дегазации поверхностного слоя; удаление (контролируемый съем) поверхностного слоя; металлургическая обработка флюсами сварочной ванны и околошовной зоны.

ВТО дает дополнительный положительный эффект, заключающийся в пассивировании поверхности, что объясняется высокой упругостью паров лития и магния при температуре термической обработки 450...500 °С по сравнению с алюминием. В процессе ВТО происходит отток лития и магния из поверхностных слоев. Такая поверхность менее чувствительна к взаимодействию с влагой атмосферы и может длительное время сохранять это положительное свойство.

Большинство исследователей считают, что удаление с боковых поверхностей листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов типа 1420 загазованного слоя определенной толщины является наряду с ВТО эффективной технологической мерой борьбы с пористостью. В зависимости от глубины загазованности полуфабриката рекомендуемая толщина контролируемого съема поверхностного слоя составляет 0,15...0,3 мм, однако часто отмечается, что резкое снижение пористости наблюдается уже при снятии слоя толщиной до 0,05 мм.

Установлено, что изменение тока и скорости сварки мало влияет на пористость металла швов. Отмечено, что с уменьшением глубины проплавления пористость возрастает, а поры располагаются не только в зоне шва, но и распространяются в его верхние зоны.

При сварке с применением электромагнитного перемешивания пористость можно уменьшить на 20...35 % вследствие интенсификации процесса пузырьковой дегазации. Недостаточная эффективность электромагнитного воздействия на процесс пузырьковой дегазации сварочной ванны алюминиевых сплавов объясняют содержанием в объеме пузырьков оксидных пленок, а также недостаточно интенсивным перемешиванием низших слоев ванны, где условия для всплывания пузырьков наиболее неблагоприятны.

Автор статьи остановился на ключевых моментах процесса порообразования при сварке алюминиевых сплавов, которые носят основополагающий характер. В следующих публикациях предполагается более подробно рассмотреть влияние на порообразование химического состава сплава и типа полуфабриката, способа получения основного материала (деформированные, литейные, порошковые и гранулированные сплавы), специфических особенностей способа сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Рабкин Д.М.** Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. 271 с.

2. **Овчинников В.В., Редчиц В.В.** О двух механизмах образования зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Сварочное производство. 1991. № 9. С. 40–43.

3. **Овчинников В.В., Петров А.В., Гринин В.В.** Исследование механизма образования пор в швах при аргонодуговой сварке листов алюминиевых сплавов, легированных литием // Автоматическая сварка. 1989. № 6. С. 12–14.

4. **Овчинников В.В., Петров А.В., Редчиц В.В., Федюнин С.М.** Механизм и причины образования подповерхностных пор при сварке алюминиевых сплавов и их влияние на механические свойства сварных соединений // Сварочное производство. 1990. № 11. С. 44–46.

5. **Редчиц В.В., Овчинников В.В., Редчиц А.В. и др.** Физико-химические закономерности процесса развития пузырьков в объеме динамически подвижной ванны металла // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 2. С. 71–76.

6. **Редчиц В.В., Фролов В.А., Овчинников В.В. и др.** Образование газовых пор при кристаллизации ванны и кинетика поведения водорода в порах при остывании металла // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 4. С. 57–60.

7. **Овчинников В.В., Рязанцев В.И., Гринин В.В.** О причинах пористости при дуговой сварке деформируемых алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1989. № 7. С. 42–44.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук

УДК 621.791.947.55

В.М. Ямпольский *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Микроплазменная резка как современный этап развития термической резки тонколистового металла в заготовительном производстве

Рассмотрены результаты разработки и применения процессов плазменной резки тонколистовых (толщиной до 10 мм) металлов и сплавов применительно к кузовному производству автомобильной промышленности. На основе проведенных исследований разработаны технология и промышленное оборудование. Процесс внедрен в автомобильной и судостроительной промышленности.

The paper considers the plasma cutting of thin-sheet (up to 10 mm) metals and alloys conformably to the bodies manufacture of motor-car industry. The technology and equipment have been developed on the base of carried out researches. The process have been applied in industry.

Резку листовых металлических материалов достаточно широко применяют в промышленном производстве, причем наиболее распространенными можно считать способы "механического" разделения материала вследствие его разрушения внешней механической силой.

Применяемые при этом инструменты (резцы, фрезы, ножницы и т.д.) должны обладать высокой поверхностной твердостью и прочностью, образующаяся кромка может деформироваться в процессе резки. Силовой контакт между разрезаемым материалом и инструментом требует использования достаточно мощных и металлоемких приспособлений, что часто ограничивает возможности применения ЧПУ.

Разработка высокоинтенсивных источников энергии на основе газового пламени, дугового разряда, электронного луча, лазера и т.д. позволила благодаря локальному плавлению и удалению материала из зоны реза создать принципиально новый вид процессов резки – так называемую "термическую" резку, где практически отсутствует силовой контакт между инструментом и разрезаемым материалом и механические свойства обрабатываемого материала не играют такой роли, как при механической резке. Кроме того, особенности оборудования и технологии термической резки позволяют достаточно просто сочетать ее с системами ЧПУ и роботами и использовать в условиях мелкосерийного производства при возможности быстрой переналадки оборудования.

Исторически в промышленности сначала применяли кислородно-ацетиленовую (газовую) резку, затем дуговую и плазменную, и в последнее время – лучевые способы (лазерная и электронно-лучевая). Каждый из этих способов занял свое определенное место в промышленной практике и, как правило, он соответствует определенному кругу материалов, толщин и размеров вырезаемых деталей.

Новые тенденции в промышленном производстве (например, резкое увеличение количества типоразмеров деталей в кузовном производстве автомобильной промышленности) потребовали отказа в ряде случаев от традиционного метода получения заготовок из тонкого металлического листа для последующей штамповки и сварки на вырубных штампах и изыскания более экономичных и мобильных способов резки. Кроме того, для некоторых случаев желательно создание ручного инструмента типа "ножниц" для монтажной резки тонколистовых материалов с возможностью создания минимальных рабочих усилий при резке.

В конце 1970-х гг. в мировой практике началась разработка таких методов резки, и одним из наиболее удачных среди них оказался способ так называемой "микроплазменной резки", являющийся дальнейшим развитием способа плазменной резки, разработанной ранее и предназначенной в основном для резки материалов больших толщин.

Использование традиционного оборудования и технологии плазменной резки для материалов малых толщин (менее 4...6 мм) оказалось неприемлемым, так как рез имеет значительную ширину, наплывы металла на кромках и их значительное коробление.

Радикальным способом устранения этих недостатков, очевидно, является снижение мощности (тока) плазменной дуги, но для существующего традиционного "плазменного" оборудования это неприемлемо из-за невозможности получения стабильного дугового разряда в плазмотроне на малых (менее 100 А) рабочих токах. Потребовалось, прежде всего, создание устойчивых форм плазменных дуг на малых токах, соответствующего оборудования и технологии.

Плазменная (сжатая) дуга функционирует в канале плазмотрона, где она нагревает проходящий по кана-

лу плазмообразующий газ, который затем расплавляет материал в зоне реза и выносит его в виде жидкой фазы из этой зоны. Поэтому выбор газа и диаметра канала сопла плазмотрона является первостепенным при проектировании данных устройств.

С позиций простоты и экономичности после экспериментов в качестве плазмообразующего газа выбрали воздух, что потребовало использования специального термохимического катода с рабочей вставкой из циркония или гафния.

Степень сжатия дуги в канале плазмотрона (фактически диаметр канала сопла плазмотрона, через которое проходит плазмообразующий газ и внутри которого горит дуга) является одним из основных параметров процесса, и ее выбор в известной мере определяет эффективность процесса плазменной резки и стойкость сопла плазмотрона. При малом диаметре канала сопла происходит его быстрое разрушение из-за высокой тепловой нагрузки на стенку, а при увеличении этого диаметра плотность мощности потока плазмы падает и "режущие" свойства плазменной дуги уменьшаются.

Для оптимизации этого параметра процесса провели специальные эксперименты, в результате которых установили, что диаметр сопла зависит, в первую очередь, от рабочего тока дуги, газа и его расхода. Для токов дуги в диапазоне 40...100 А диаметр канала сопла должен составлять 1,0...1,5 мм (для "обычной" плазмы 3,0...4,0 мм), что четко определяет границу между обычной плазменной и микроплазменной резкой.

Меньшая тепловая нагрузка на сопло позволяет на малых токах отказаться от водяного охлаждения плазмотрона и использовать для этой цели плазмообразующий газ (тот же воздух), что значительно упрощает конструкцию плазмотрона. Таким образом, по ряду признаков технологического характера и особенностей оборудования плазменная резка на малых токах может быть выделена в отдельную группу процессов термической резки, и ее целесообразно не смешивать с общепринятой плазменной резкой, а считать отдельным специфическим направлением под названием "микроплазменная резка", считая главным классификационным параметром рабочий ток дуги – условно менее 100 А.

Для питания плазменной дуги необходим специальный источник питания, который должен обеспечить требуемый рабочий ток с возможностью его регулирования и требуемый для плазменной дуги диапазон рабочих напряжений, который для плазменной малоамперной дуги составляет 100...300 В в зависимости от степени сжатия дуги и других факторов.

Обычное сварочное оборудование для дуговой сварки для этих целей непригодно, так как напряжение открытой (несжатой) сварочной дуги не превышает 30...40 В, и в начале для плазменных процессов с повышенным напряжением дуги использовали несколько последовательно включенных источников питания для дуговой сварки.

Впоследствии отечественная промышленность разработала и выпускает несколько типов источников питания специально для микроплазменной резки с рабочим током до 100 А (АВПР-100, ПУРМ-100 и др.). Вместе с тем представляет интерес разработка достаточно простой и надежной конструкции источника питания, который можно самостоятельно изготовить в условиях производства средней степени сложности, что позволяет значительно расширить область применения микроплазменной резки.

Принципиальная схема такого источника питания, разработана в НИКИМТ. Источник питания собирается из стандартных электротехнических элементов (трансформаторы, вентили, реле), имеет массу 200 кг и хорошо зарекомендовал себя при промышленных испытаниях. Пределы изменения рабочего тока 40...90 А, напряжение холостого хода источника 340 В. Источник можно использовать для механизированной и ручной резки, однако в последнем случае из-за повышенного напряжения холостого хода необходимо применение специальных резаков с повышенными мерами по электрической изоляции сварочного инструмента.

Оборудование и технология микроплазменной резки с самого начала разработки процесса создавались с позиций возможности использования не только оборудования специализированного электротехнического производства, но и возможности его самостоятельного изготовления, что, по мнению разработчиков, должно было обеспечить более широкое внедрение этого процесса. Этот подход себя полностью оправдал, особенно в условиях нестабильной переходной экономики.

Основной и наиболее ответственной составной частью установки микроплазменной резки является плазмотрон – устройство для получения потока горячего газа (в данном случае воздуха), в котором происходит теплообмен между электрическим дуговым разрядом и газовым потоком, нагрев и ионизация газа, и, как следствие, получение высокоинтенсивного источника тепловой энергии с высокой плотностью мощности в пятне нагрева.

При использовании воздуха в качестве плазмообразующей среды катод плазмотрона должен сохранять работоспособность при высокой температуре (более 2500 °С) в активной кислородно-азотной воздушной среде, из-за чего в последнее время его стали выполнять в виде циркониевой или гафниевой вставки запрессованной в медный электрод.

В начальный момент при возбуждении дуги на поверхности вставки образуется пленка оксидов, которая для циркония и гафния проводит электрический ток и тем самым обеспечивает прохождение тока на участке катод – плазма столба дуги. В процессе горения дуги оксидная пленка защищает металлическую поверхность от дальнейшего окисления, обеспечивая сохранение его формы и размеров. После выключения дуги и охлаждения катода оксидная пленка может разрушаться, но она будет возобновляться при каждом возбуждении дуги. Таким образом, для термохимического катода критичным является число включений и его обычно нормируют.

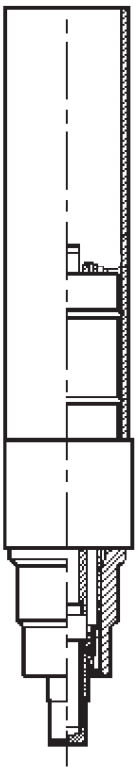


Рис. 1. Плазмотрон для воздушно-плазменной резки на рабочий ток до 100 А

В отличие от плазменной резки на больших токах катод микроплазменного плазмотрона охлаждается тем же воздухом, что значительно упрощает его конструкцию и условия эксплуатации. Давление воздуха в питающей сети составляет 0,3...0,6 МПа, и это обстоятельство позволяет использовать цеховую воздушную магистраль при условии очистки воздуха от присутствия в нем воды.

Как следует из рис. 1, современный плазмотрон для микроплазменной резки достаточно прост в конструктивном отношении и может быть самостоятельно изготовлен в промышленных условиях. Плазмотрон не требует для изготовления дефицитных дорогостоящих материалов, а циркониевая вставка (обычно ее изготовляют из проволоки диаметром 1,2 мм, длиной не более 4...5 мм) по массе равна нескольким долям грамма и в стоимостном выражении ее цена невелика.

Небольшие размеры плазмотрона (диаметр 20 мм и длина 70 мм) и масса 0,5 кг позволяют успешно сочетать его с различными "схватами" роботов и создают предпосылки для использования микроплазменной резки в механизированных и автоматизированных устройствах для раскроя фигурных листовых заготовок в широком диапазоне их размеров, например, элементов кузовных деталей в автомобильной промышленности.

Разработку технологии микроплазменной резки проводили в основном на листовой стали, применяющейся для кузовного производства (холоднокатаные листы толщиной 0,6...2,0 мм из стали марок 08кп или 08пс), на коррозионно-стойкой стали типа 18–10, алюминиевых сплавах типа АМг и меди марки М1. В таблице приведены режимы микроплазменной резки (с использованием в качестве плазмообразующего газа воздуха) различных тонколистовых материалов.

Из таблицы следует, что ширина реза при микроплазменной резке достаточно мала, грат на кромках минимален и это дает основания полагать, что в диапазоне указанных режимов процесс можно использовать для разделительной резки с возможностью использования обоих фрагментов разрезаемых заготовок.

На первом этапе промышленного внедрения микроплазменной резки процесс использовали в ручном варианте при достроечных работах ледокола "Отто Шмидт", где тонколистовые элементы конструкции надстройки из стали и алюминиевых сплавов "подгонялись" по месту контакта надстройки с палубой. Использование микроплазменной резки дало существенный эффект по сравнению с механическими способами резки и значительно сократило трудоемкость и время достроечных работ.

Следующий этап работ был связан с заменой традиционной для автомобильной промышленности вырубки листовых заготовок под последующую штамповку и сварку на термическую резку, так как значительное расширение номенклатуры выпускаемых кузовов потребовало, соответственно, увеличения количества дорогостоящих и металлоемких вырубных штампов, что стало экономически нецелесообразным.

Заготовки элементов кузова современного автомобиля представляют собой плоские листы фигурных очертаний с линейными размерами до нескольких метров из холоднокатаной стали 08кп толщиной 0,6...1,2 мм. После резки эти заготовки подвергаются штамповке и сварке (в основном, контактной), где соединение выполняется внахлестку, которая не критична к высокой точности концевых размеров вырезаемых деталей. Иногда возникает необходимость резки уже отформованных пространственных листовых конструкций, что требует перемещения резака уже не по двум, а по трем координатам, но это вполне осуществимо для современных систем ЧПУ.

Первые системы термической резки для раскроя листового проката по сложному контуру были созданы для газовой резки в судостроительной промышленности, они прошли сложный путь трансформации систем управления (от механических шаблонов до систем ЧПУ) и в настоящее время хорошо освоены в промышленной практике. Поэтому оснащение этих систем микроплазменными резаками не вызвало серьезных осложнений. Кроме того, разработка и внедрение промышленных роботов также позволяют использовать их в качестве систем перемещения микро-

Режимы микроплазменной резки различных материалов

Материал	Толщина металла, мм	Расход воздуха, л/с	Ток дуги, А	Напряжение на дуге, В	Скорость резки, м/с	Диаметр сопла, мм	Ширина реза, мм	
							сверху	внизу
АМг5	2	0,17	20	105	0,01	0,9	1,5	1,0
АМг5	5	0,17	42	100	0,12	0,9	2,1	1,8
АМг6	10	0,15	50	115	0,0043	1,2	2,7	2,7
Ст3	0,6	0,18	10	110	0,016	0,7	1,0	1,0
М1	1,2	0,18	30	80	0,0095	0,9	1,2	0,9
10Х18Н9Т	4	1,21	44	120	0,013	1,2	2,1	1,8

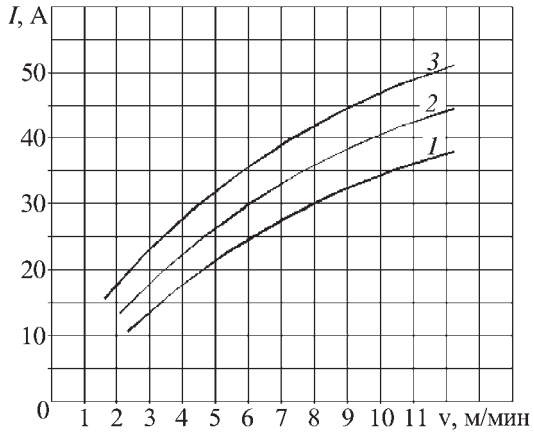


Рис. 2. Сила тока *I*, необходимая для полного прорезания листа из стали 08кп толщиной:
1 – 0,8 мм; *2* – 1,0 мм; *3* – 1,2 мм; v – скорость резки

плазменного резака, тем более что он имеет малые массу и размеры и не требует силового контакта с разрезаемым изделием.

Многие отечественные заводы (АЗЛК, ЗИЛ и др.) достаточно быстро освоили этот процесс и начали вести раскрой листового металла для кузовов этим способом. По сравнению с получением заготовки вырубкой за один ход штампа производительность микроплазменной резки меньше, поэтому были проведены исследования, направленные на повышение производительности микроплазменной резки.

Из данных, приведенных на рис. 2 следует, что скорость плазменной резки стального автомобильного листа в диапазоне токов 30...50 А, при которых износ катода и сопла минимален, составляет 8...12 м/мин (480...720 м/ч), что позволяет вырезать,

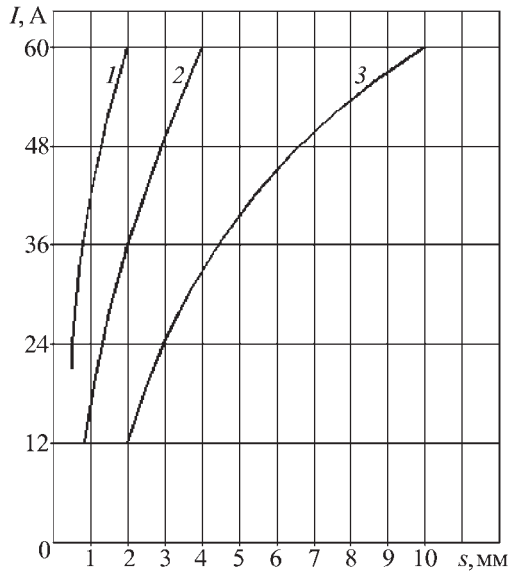


Рис. 3. Сила тока *I*, необходимая для полного прорезания пакета из стали 08кп при скорости резки:
1 – 6 м/мин; *2* – 2 м/мин; *3* – 0,5 м/мин; *s* – толщина пакета

например, заготовку крыши легкового автомобиля при длине реза 6 м примерно за 1 мин (с учетом подготовительно-заключительного времени).

Производительность процесса микроплазменной резки при этом соизмерима с другими способами резки, а при необходимости ее дальнейшего увеличения было предложено использование резки в режиме "пакета", т.е. пачки из нескольких листов, собранных в плотный пакет с минимальным расстоянием между листами по высоте. Высокое качество поверхности автомобильного листа позволяет собирать такие пакеты (для данного случая обычно не более 5 листов) и за одну операцию получать число заготовок, кратное числу листов в пакете.

При пакетной резке рабочий ток должен быть увеличен, но как показывают данные на рис. 3, это увеличение лежит в пределах рабочих значений тока микроплазменного процесса и не приводит к существенному снижению ресурса катода и сопла. Усредненный режим микроплазменной резки (ток примерно 50 А) позволяет проводить пакетную резку без замены катода и сопла в течение 3...4 ч (половина рабочей смены), что в реальных условиях производства обычно нормируется и не вызывает осложнений.

В настоящее время в заготовительном производстве отечественных и зарубежных автомобильных заводов функционируют десятки установок микроплазменной резки, и хотя в качестве альтернативного процесса некоторые фирмы начали предлагать газолазерную резку, стоимость лазерного оборудования и его обслуживания пока еще достаточно велики и по экономическим показателям микроплазменная резка для данного случая вне конкуренции.

Выводы

1. Воздушно-плазменная резка на токах менее 100 А позволяет при раскрое листового металла толщиной 0,5...4,0 мм получать качественный рез малой ширины с вполне удовлетворительным для дальнейших операций качеством кромки реза.

2. Микроплазменная резка в совокупности с системами ЧПУ позволяет достаточно успешно осуществлять раскрой листа при получении фигурных заготовок в автомобильной промышленности, производить быструю переналадку при переходе с одного типоразмера изделия на другой, что обеспечило ее промышленное внедрение.

3. Наиболее перспективным способом увеличения производительности процесса микроплазменной резки при раскрое плоских листов является "пакетная" резка, позволяющая вырезать одновременно до 5 заготовок с минимальным количеством грата на кромках реза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ямпольский В.М., Топоров И.Б.** Плазменная резка в заготовительном производстве как альтернатива вырубке на прессах // Сб. тр. МГАПИ. М., 2002. С. 11–13.

2. **Ширшов И.Г., Котиков В.Н.** Плазменная резка. Л.: Машиностроение, 1987. 192 с.

Виктор Модестович Ямпольский, д-р техн. наук

Е.И. Семёнов *(Московский государственный индустриальный университет),*
А.А. Гудов, А.В. Иванюк *(Рязанский институт (филиал) Московского государственного открытого университета),*
А.А. Сидоров *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Определение волокнистого строения поковок типа стержня с плоским фланцем

Рассмотрены исследования волокнистого строения поковок типа стержня с простым фланцем, штампуемых на горизонтально-ковочных машинах (ГКМ). Получены картины волокнистого строения поковок при экспериментальном и компьютерном моделировании при различных соотношениях размеров фланца и относительной высаживаемой длины. Составлена таблица картин различного волокнистого строения поковок, позволяющая конструктору и технологу выбрать благоприятное волокнистое строение при штамповке на ГКМ (высадка без наборного перехода – однопереходная высадка, высадка с одним коническим наборным переходом, высадка с двумя коническими наборными переходами).

The paper is dedicated to researches of the fiber structure of core-type forgings with a simple flange that are being forged on upsetting machines. The pictures of the forgings fiber structure received with experimental and computer modeling with different parameters of the forging process and perform sizes. The table of the pictures of the forgings fiber structures allows the constructor to choose the favorable structure of the forging for the upsetting machines forging.

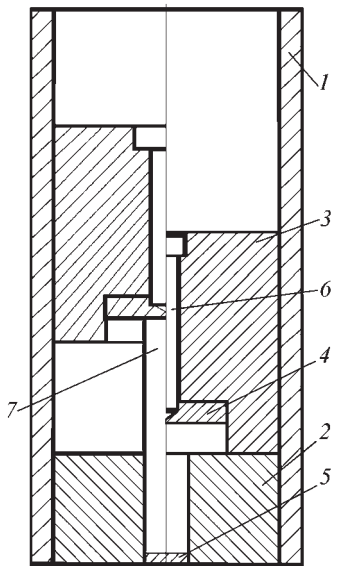
Детали типа стрежня с фланцем, которые получают из поковок, представляют собой распространенный вид деталей, используемых в машиностроении. К ним относятся полуоси автомобилей, валики коробок передач, валы, в том числе коленчатые валы с фланцем, и другие детали.

Наиболее простой формой являются детали (и поковки) типа стержня с плоским фланцем. При определенном объеме фланца такие поковки целесообразно штамповать на горизонтально-ковочных машинах (ГКМ). Существуют и другие виды получения таких поковок, но наиболее типичным является штамповка на ГКМ.

Детали типа стержня с фланцем в изделиях машиностроения обычно работают со знакопеременной нагрузкой в зоне перехода от стержня к фланцу. Таким образом работают, в частности, полуоси автомобиля. В этой зоне наиболее целесообразно расположение волокон вдоль направления действия напряжений. При этом возможно получение максимальной стойкости деталей (предел выносливости в зоне перехода от стержня к фланцу будет максимальным). Волокна должны следовать контуру от поверхности стержня к нижней плоскости фланца. Густота расположения волокон вблизи этой угловой зоны должна быть также равномерной. По расположению волокон конструктор и технолог могут судить о желательной форме и способе изготовления поковки.

Соотношения диаметра D и высоты H фланца, а также объема V и диаметра стержня d различны. Задача состоит в том, чтобы дать возможность определения макроструктуры для большинства соотношений размеров D, H, d, $V = \frac{\pi D^2}{4} H$. Вместе с тем этот объем равен объему высаживаемой части стержня диаметром d и длиной высадки $l_в$ (объем высадки $V_в = \frac{\pi d^2}{4} l_в$). Таким образом, необходимо найти расположение волокон при большинстве соотношений D/H и $\psi = l_в/d$ (ψ – относительная высаживаемая длина).

На ГКМ фланцы получают высадкой, поэтому исследования проводили путем моделирования высадки. Заготовки были изготовлены из алюминия марки



Штамп для экспериментального моделирования высадки поковок типа стержня с фланцем:
1 – направляющая обойма; *2* – матрица; *3* – центрирующая втулка-пуансон; *4* – вкладыш; *5* – набор опорных подкладок; *6* – винт; *7* – заготовка

1050А. Штамповку проводили на гидравлическом прессе (УИМ50) в штампе, приведенном на рисунке.

Штамп состоит из пуансона *3* и матрицы *2*, которые устанавливают в направляющую обойму *1*. В отверстие матрицы *2* ставят алюминиевую заготовку *7*. Расположенная внизу опорная подкладка *5* облегчает выталкивание заготовки после штамповки.

Заготовку предварительно обезжиривали и натирали мелом. Кроме этого, обезжиривали и натирали мелом полость для создания таких же условий трения (моделируется горячая штамповка стали). Затем заготовку деформировали на УИМ50. После этого ее разрезали пополам по оси. Далее полученную половину подвергали тонкому фрезерованию для получения гладкой поверхности.

Для исследования волокнистого строения при высадке изготовляли макрошлифы полученной половины.

Обычно структуру выявляют различными способами травления, применяют холодное или горячее травление погружением. Результаты травления оценивают по внешнему виду шлифа.

Большое значение при травлении наряду с составом реактива для травления имеют продолжительность травления и температура реактива; также необходимо учитывать некоторые другие показатели, которые влияют на результаты травления.

Алюминий марки 1050А имеет тонкую структуру волокнистого строения, что усложняет получение качественного макрошлифа. При незначительном увеличении времени травления происходит растравливание поверхности шлифа и выпадение осадка (потемнение поверхности).

Для осветления поверхности и удаления остаточных следов обработки резанием проводили предварительное травление погружением макрошлифов в растворе щелочи. Травление продолжали до тех пор, пока поверхность макрошлифа не становилась белого матового цвета.

Основную часть травления также проводили методом погружения образца в подобранный реактив. Затем образец вынимали из реактива и промывали в воде. Полученные макрошлифы фотографировали. Поскольку качество при травлении было плохое, то получили более контрастные картины.

Взяты были те же соотношения, что и при физическом моделировании (скорость, материал, координатная сетка).

Далее проводили компьютерное моделирование штамповки поковок типа стержня с фланцем на программном комплексе QForm3D (программа для моделирования, анализа и проектирования трехмерных процессов объемного формоизменения, которая основана на конечно-элементном алгоритме (ядре системы)).

Для анализа распределения волокон по конфигурации поковки использовали вертикальные Лагранжевые линии, которые отражают волокнистое строение поковки и "деформируются" одновременно с поковкой. Для контроля положения горизонтальных слоев заготовки использовали горизонтальные Лагранжевые линии. Исходными данными служили: конструкция штампа; кривые упрочнения; условия трения; скорость деформирования; температура.

В результате получили картины волокнистого строения поковок при различных соотношениях размеров фланца ($D/H = 1; 2; 4; 6; 8$) и относительной высаживаемой длины ($\psi = 1{,}5; 2{,}5; 4; 5{,}4$).

Практически разницы между экспериментальными и полученными на компьютере картинами выявлено не было. В таблице (сокращенный вариант) приведены картины, полученные на компьютере.

Пример использования таблицы. Возьмем деталь с диаметром фланца $D = 130$ мм, диаметром стержня $d = 50$ мм, высотой фланца $H = 30$ мм. Найдем отношение диаметра фланца к высоте: $D/H = 130/30 = 4{,}3$. Принимаем вариант с $\psi = 4$, как ближайший из таблицы.

Далее вычислим относительную высаживаемую длину ψ. Для этого рассчитаем объем фланца

$$V = \frac{\pi D^2}{4} H = 398197 \text{ мм}^3$$

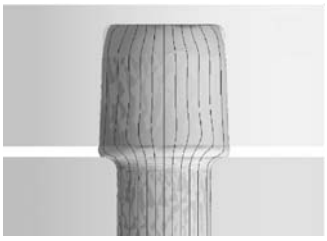
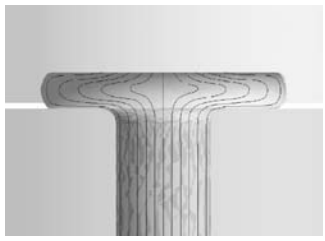
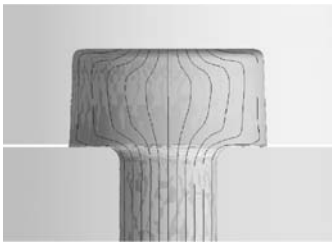
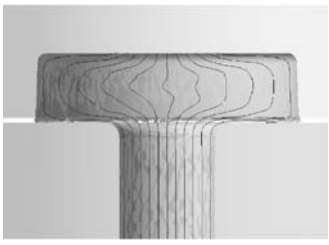
и высаживаемую длину

$$l_в = \frac{4V}{\pi d^2} = 202{,}8 \text{ мм.}$$

Отсюда $\psi = l_в/d = 4{,}056$.

Таблица

Картины волокнистого строения поковок при различных соотношениях размеров фланца и относительной высаживаемой длины

Высадка без наборного перехода		
$D/H = 1$; $\psi = 1{,}5$	$D/H = 6$; $\psi = 2{,}5$	$D/H = 8$; $\psi = 2{,}5$
		
Высадка с коническими наборными переходами		
с одним переходом		**с двумя переходами**
$D/H = 2$; $\psi = 4$	$D/H = 6$; $\psi = 4$	$D/H = 4$; $\psi = 5{,}4$
		

По таблице, используя отношение размеров фланца D/H и относительную высаживаемую длину ψ, выбираем картину с волокнистым строением. Таким образом, конструктор или технолог решает – оставлять ему технологический процесс прежним или изменять его.

Выводы

1. Получена таблица картин с изображениями расположения волокон, позволяющая конструктору и технологу выбрать и получить возможное волокнистое строение.

2. Полученные картины с изображениями расположения волокон были выявлены при условии минимального радиуса закругления между стержнем и фланцем, что является наиболее неблагоприятным случаем при штамповке относительно расположения волокон.

3. Для увеличения возможности более благоприятного расположения волокон в зоне перехода от стержня к фланцу необходимо провести исследования с различными радиусами закругления, и чем больше будет радиус закругления, тем более благоприятно будет расположение волокон.

4. Исследования проведены только для плоского фланца простой формы. Более сложная форма (например, чашка) требует дальнейших исследований, так как волокнистое строение будет иметь значение не только в зоне перехода от фланца к стержню, но и в самом сложном фланце (чашке).

Евгений Иванович Семёнов, д-р техн. наук;
Андрей Александрович Гудов, инженер;
Анатолий Васильевич Иванюк, канд. техн. наук;
Александр Александрович Сидоров, инженер

УДК 621.735.32; 621.882

О.С. Кошелев, В.В. Галкин, С.А. Кудрявцев, Е.Н. Хохлов, Е.Г. Терещенко
(Нижегородский государственный технический университет)

Деформация материала в головке болта при холодной высадке

Представлены результаты исследования деформированного состояния материала в технологических переходах при получении болта с головкой типа "TORX". Оценка проведена методами математического моделирования с применением программного комплекса DEFORM и натурных исследований. Получены данные о форме локализации деформированного состояния на переходах высадки и количественных показателей перлитной составляющей в зависимости от величины деформации.

The article describes the researches results of deformed condition of the material through the machining steps of manufacture of the bolts with "TORX" type boltheads. The researches developed by the mathematic modeling with use of the bundled software DEFORM and environmental tests. The data on the form of localization of the deformed condition through the machining steps of upset and quantity of the perlite depending on the rate of deformation have been covered.

При высадке стержневых *крепежных изделий* (КИ), как правило, стандартными переходами являются набор, осадка, формовка предварительная и формовка наружного или внутреннего контура (профиля) головки.

Спецификой любой холодновысадочной операции является неравномерность деформации. Это, с одной стороны, влияет на стойкость инструмента на переходе, а с другой – на окончательные механические свойства КИ, не всегда благоприятные. Поэтому исследование деформированного состояния в объеме готового изделия и в процессе его формирования, определяемое построением переходов, – задача актуальная.

Одним из основных методов определения значений местных деформаций является их оценка через величину упрочнения. Для этого по плоскости продольного сечения головок по переходам изготовляют шлифы и на них замеряют твердость материала. По результатам таких замеров строят зависимости распределения (изосклеры) твердости, которые косвенно характеризуют величину упрочнения в соответствующей точке объема.

Значительная трудоемкость указанных процедур и отсутствие возможности непрерывного анализа процесса деформирования не позволяют быстро провести оценку и при необходимости корректировку хода технологического процесса. Появление программных продуктов, обеспечивающих проведение трехмерного моделирования процессов объемной штамповки, данную процедуру упростило. Однако при изменении деформируемых материалов, появлении новых форм изделий, а следовательно, форм и последовательности переходов, естественно, возникает вопрос о сопоставимости результатов анализа деформированного состояния, полученного с помощью математического моделирования с данными исследований натурных образцов, поскольку это определяет ценность используемого программного продукта для конкретных производственных процессов.

Этим вызвано появление настоящей работы, целью которой стало исследование деформированного состояния материала на переходах высадки (рис. 1) с помощью математического моделирования и натурных исследований на примере высадки головки с фланцем болта М8-6g из стали 20Г2Р. Головка обладает волнистым наружным профилем типа "TORX".

Математическое моделирование проводили с помощью программного продукта DEFORM. Оно включало получение качественной картины распределения эквивалентных деформаций и перевод полученных данных в количественные. Для этого использовали диаграммы упрочнения стали 20Г2Р, полученные при ее стандартных испытаниях на сжатие.

Исследование натурных образцов проводили на шлифах продольных сечений головок по переходам в зонах, определенных при анализе картины распределения эквивалентных деформаций. Порядок проведения работы был следующим:

– проводили замер микротвердости (ГОСТ 9450–76) на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 0,981 Н в плоскости продольного сечения;

– в плоскости продольного сечения анализировали микроструктуру с помощью микроскопа МИМ-7 при увеличении ×340;

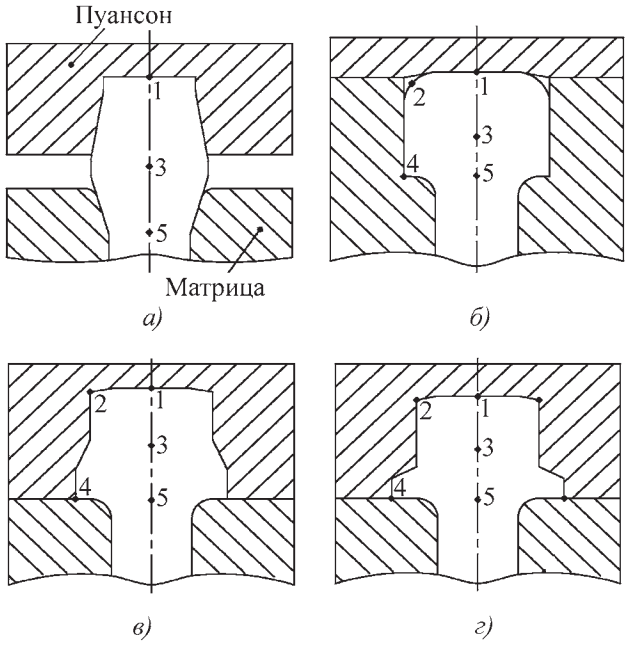


Рис. 1. Схема высадки заготовки болта по переходам:
а – набор; *б* – закрытая осадка в матрице; *в* – обжатие внешнего диаметра; *г* – формовка наружного волнистого контура

– с помощью программного продукта "Микроскопия" и библиотеки "National Instruments" (NI) Vision проводили количественный обсчет составляющих феррита и перлита в структуре.

Особенности построения технологического процесса получения головки.

На первом переходе (рис. 1, *а*) металл набирается в пуансоне и матрице с коническими рабочими полостями. Анализ с помощью математического моделирования динамики течения материала позволяет утверждать, что очаг деформации изменяется в такой последовательности:

– по мере уменьшения высоты части осаживаемого стержня деформируется "свободная" между пуансоном и матрицей часть заготовки; осаживаясь, металл, "растекается" по поверхности контакта инструмента и заготовки и начинает заполнять цилиндрические углубления в конических полостях инструмента;

– пока относительная длина высаживаемой части заготовки $l_1/d > 2$, очаг деформации представляет сомкнутые попарно вершинами (одна пара у одной контактной площадки инструмента и заготовки, другая – у другой) четыре конуса. Основания конусов не совпадают с границами контакта заготовки с инструментом, составляя с плоскостью контакта углы около 45°;

– по мере продолжения движения инструмента начинают заполняться конические части инструмента и очаг деформации все больше характеризуется формой конической части инструмента; вместе с тем начинает деформироваться свободная часть заготовки, принимая форму "бочки"; диаметр заготовки в зоне переходов конусов в бочку увеличивается, а длина высаживаемой части уменьшается;

– в конце перехода очаг деформации принимает форму сомкнутых вершинами двух конусов. Внутри объема можно выделить наиболее деформированную область с величиной, эквивалентной деформации $\varepsilon_{эк} = 0{,}4$.

На втором переходе (рис. 1, *б*) проводят закрытую осадку заготовки в матрице. Вначале деформируются слои средней части высоты набранной головки. После касания заготовкой стенок внутреннего контура матрицы осаживается верхняя часть заготовки. Оформление нижней части матрицы и внешних углов происходит в последнюю очередь за счет выдавливания материала из центральной зоны головки и за счет того, что на начальных этапах формирования головки часть материала имеет возможность "выдавливаться" в стержневую часть изделия.

В начале перехода очаг деформации представляет собой два конуса с соприкасающимися вершинами, причем конус, соприкасающийся своим основанием с верхней частью инструмента (пуансоном), по мере осадки больше увеличивается в размерах в силу того, что его основание опирается на жесткую поверхность пуансона. Далее по мере увеличения деформации зона локализации трансформируется, принимает форму тороидальной фигуры, расположенной в нижней внешней части осаживаемой заготовки.

На третьем переходе (рис. 1, *в*) происходит обжатие верхней части заготовки на меньший диаметр и частичная формовка фланца. Третий переход, как и второй, можно разделить на две части. В начале происходит обжатие верхней части заготовки, которое сопровождается ее подъемом за счет обратного выдавливания, после чего нижняя часть начинает выдавливаться во фланец.

На четвертом переходе (рис. 1, *г*) выполняют формовку наружного волнистого профиля с окончательной формовкой фланца. Поверхность очага деформации достаточно близко соответствует наружной поверхности высаживаемого болта.

При рассмотрении картины распределения деформаций выделены и отмечены точками следующие зоны очага деформации (см. рис. 1):

– центр контакта заготовки с пуансоном (точка 1);
– средняя зона (точка 3);
– зона перехода головки в стержень (точка 5);
– верхний внешний угол заготовки (точка 2);
– нижний внешний угол заготовки (точка 4).

В исходной заготовке зерно перлита имеет удлиненную форму, у которой среднее отношение длины l к ширине b имеет значение $m = l/b = 2,5$.

Анализ микроструктуры в выделенных зонах показал, что с изменением степени деформации $\varepsilon_{эк}$ длина l, ширина b и относительный размер m перлитной составляющей изменяются (см. таблицу).

В точке 1 на первом и втором переходах деформация практически отсутствует и относительный размер зерна $m = 2,52...2,65$ практически не изменяется по сравнению с исходным значением. На третьем переходе при обжатии диаметра происходит уменьшение длины зерна до относительного размера $m = 1,86$ при $\varepsilon_{эк} = 0,6$, а на четвертом переходе оно вновь увеличивается до $m = 2,69$.

В точке 3, в центре осаживаемой головки, на первом и втором переходах зерно деформируется перпендикулярно продольной оси изделия и относительный его размер уменьшается до значений: $m = 1,86$ при $\varepsilon_{эк} = 0,4$ и $m = 1,15$ при $\varepsilon_{эк} = 0,6$.

В последующих двух переходах, когда преобладает радиальное обжатие, относительный размер зерна увеличивается соответственно до значений $m = 1,44$ и $m = 1,94$.

В точке 5 на первом переходе зерно изменяется до относительного размера $m = 2,12$ и остается неизменным на втором и третьем переходах, и лишь на последнем происходит увеличение длины зерна до величины чуть большей исходной.

В точке 2 на втором переходе в зоне при формовке верхних углов уменьшение относительного размера зерна максимально и имеет значение $m = 0,92$. На третьем переходе при преобладании обратного выдавливания происходит резкое увеличение размера зерна до $m = 2,47$, которое в дальнейшем на четвертом переходе вновь уменьшается до $m = 1,13$.

В точке 4, соответствующей нижнему внешнему углу, на всех переходах происходит уменьшение относительного размера зерна до $m = 0,93...1,1$; при этом меньшее значение соответствует второму переходу.

Несмотря на то что для объективной оценки необходимо замеры размеров зерна проводить в двух взаимно-перпендикулярных плоскостях и одной под углом 45°, приведенные данные указывают на влияние преобладающей схемы деформации – осадки или растяжения – на размер зерна.

В таблице приведены и результаты замеров микротвердости по Викерсу в выделенных деформированных зонах, а на рис. 2 – их микроструктура.

Обобщенные результаты эксперимента для различных сечений высаженных головок по переходам

Номер перехода – номер точки	Деформация $\varepsilon_{эк}$	Твердость HV	Количество перлита в структуре, %	Среднее значение длины зерна l, мкм	Среднее значение ширины зерна b, мкм	Площадь зерна, мкм^2	Относительный размер зерна перлита $m = l/b$
I – 1	0	190	62,7	25,2	9,5	726	2,65
I – 3	0,4	236	77,9	17,1	9,2	499	1,86
I – 5	0,3	221	72,9	25	11,8	553	2,12
II – 1	0,1	190	62,7	26,5	10,5	779	2,52
II – 2	0,9	236	77,9	9,2	10,0	1137	0,92
II – 3	1,2	254	83,8	21,3	18,6	1046	1,15
II – 4	1,5	236	77,9	11,8	12,7	487	0,93
II – 5	0,9	236	77,9	21,3	9,4	359	2,27
III – 1	0,6	193	62,7	17,7	9,5	524	1,86
III – 2	1,3	274	90,4	21	8,5	670	2,47
III – 3	1,2	254	83,8	30,3	21,1	960	1,44
III – 4	1,5	276	91,1	30,5	25,0	938	1,22
III – 5	1,0	236	77,9	20,7	9,6	619	2,26
IV – 1	0,9	206	68,0	31,7	11,8	748	2,69
IV – 2	1,2	236	77,9	15,4	13,6	565	1,13
IV – 3	1,3	254	83,8	21,9	11,3	1000	1,94
IV – 4	1,5	254	83,8	22,9	20,9	912	1,10
IV – 5	1,0	236	77,9	28,2	10,2	679	2,76

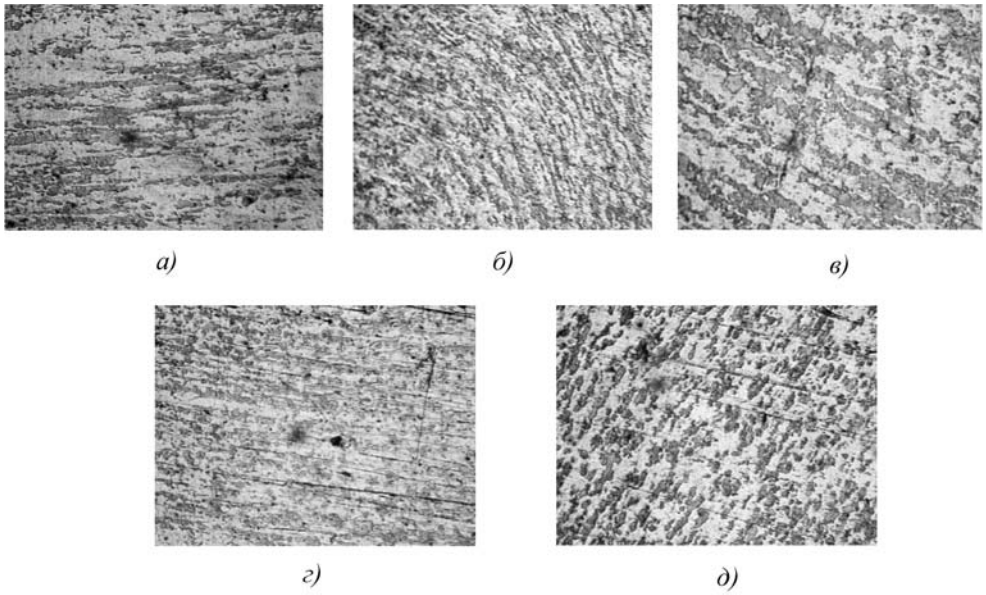


Рис. 2. Микроструктура заготовки по переходам, ×340:
а – первый переход, точка 1, микротвердость 190 HV, относительный размер зерна перлита m = 2,65; *б* – второй переход, точка 2, микротвердость 236 HV, m = 0,92; *в* – второй переход, точка 3, микротвердость 254 HV, m = 1,15; *г* – третий переход, точка 2, микротвердость 274 HV, m = 2,47; *д* – четвертый переход, точка 4, микротвердость 254 HV, m = 1,1

По значениям деформаций $\varepsilon_{эк}$ и микротвердости HV построена зависимость $\sigma_i = f(\sigma_{эк})$, где σ_i – напряжение текучести (рис. 3), рассчитанное по выражению

$$\sigma_i = (0{,}32...0{,}35)\ \text{HV}.$$

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы.

Кривая упрочнения $\sigma_i = f(\varepsilon_{эк})$, полученная математическим моделированием и структурными исследованиями, подобна кривой упрочнения $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$, полученной при стандартных испытаниях на сжатие.

Размеры зерна перлита неоднозначно влияют на микротвердость HV: твердость увеличивается, когда зерно приобретает удлиненную форму с относительным размером $m < 0{,}4$ или $m > 1{,}2$.

Деформированное состояние материала в процессе высадки стержневых крепежных изделий характеризуется неравномерностью на всех переходах.

Подтверждается тезис о том, что форма зоны локализации деформации определяется, в том числе, и поверхностью контакта заготовки с инструментом.

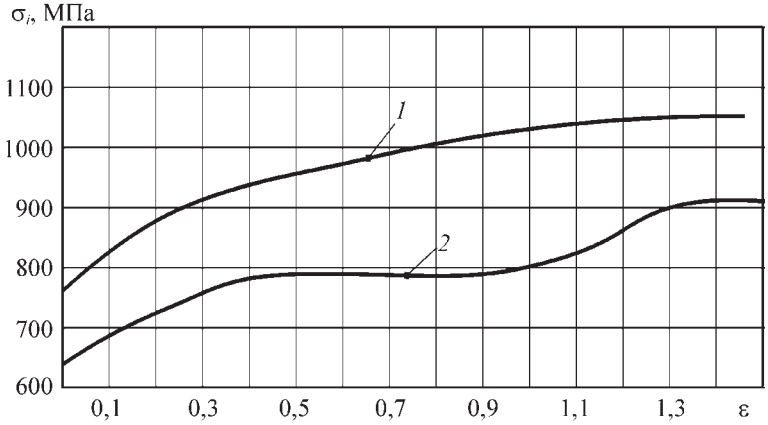


Рис. 3. Диаграммы упрочнения стали 20Г2Р:
1 – $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$, полученная при испытаниях на сжатие; *2* – $\sigma_i = f(\varepsilon_{экв})$, построенная по результатам замеров твердости и значений эквивалентных деформаций $\varepsilon_{экв}$ из результатов математического моделирования

Величина степени деформации влияет на характер структуры, что выражается в изменении ориентации и размеров перлитной составляющей.

Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук;
Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук;
Сергей Александрович Кудрявцев, канд. техн. наук;
Евгений Николаевич Хохлов, инженер;
Елена Григорьевна Терещенко, инженер

А.В. Власов, В.А. Дёмин, В.Н. Субич, Н.А. Шестаков
(Московский государственный индустриальный университет)

Моделирование теплопроводности при штамповке деталей из пористых материалов

Рассмотрена проблема расчетного определения коэффициента теплопроводности пористых материалов. Зависимость текущей плотности от температуры требует выполнения расчета процессов деформации пористых материалов в условиях теплообмена между заготовкой и инструментом. Предложенное решение указанной задачи позволяет существенно сократить число экспериментов по определению теплофизических характеристик пористых материалов, зависящих от текущей плотности.

The article considers the questions of design definition of the heat-conduction coefficient of porous materials. The calculation of dependence of current density on the temperature realizes in conditions of heat exchange between the blank and the tool. Offered decision of that task allows to decrease the quantity of the experiments on definition of the thermal-physic properties of porous materials depending on current density.

Моделирование процессов уплотнения и деформирования порошковых материалов в нестационарных температурных условиях требует знания термодинамических характеристик не только базового материала порошка, но и влияния плотности засыпки на их изменение. Теоретические исследования процессов нагрева и охлаждения, как правило, базируются на континуальной модели порошковой среды, в которой уравнение теплового баланса выглядит следующим образом:

$$c_R \rho_R \frac{dT}{dt} = \lambda_R \frac{\partial^2 T}{\partial x_i^2} + q, \qquad (1)$$

где T – температура в точке пористого тела, рассматриваемого в качестве однородной сплошной среды; ρ_R – плотность порошковой среды, соответствующая некоторой относительной плотности $R = \rho_R/\rho_B$ в точке; ρ_B – плотность базового материала; c_R и λ_R – соответственно удельная теплоемкость и теплопроводность пористой среды; q – распределенные тепловые источники, связанные с переходом энергии пластического деформирования в теплоту.

Если пренебречь свойствами среды, заполняющей пространство (поры) между частицами порошка, то теплоемкость единицы массы пористого материала равна теплоемкости единицы массы материала твердой фазы:

$$c_R \rho_R = R c_B \rho_B \quad \text{или} \quad c_R = c_B. \qquad (2)$$

Сложнее определить теплопроводность λ_R, которая, очевидно, также должна зависеть от свойств базового материала и плотности пористой среды. Предполагая, что влияние данных факторов можно разделить, представим λ_R в виде произведения

$$\lambda_R = \lambda_B k, \qquad (3)$$

где $\lambda_B = \lambda_B(T)$ – теплопроводность материала порошка (базового материала), $k = k(R)$ – некоторая функция, определяющая влияние плотности на теплопроводность порошковой среды.

В работе [1] можно найти аналитические выражения для функций k различных авторов, полученные на основе дискретных представлений. Попытка получить указанную функцию путем проведения численных экспериментов была сделана в работе [2], в которой рассматривали задачу о распространении тепла вдоль осесимметричного тела, состоящего из сплюснутых сферических частичек порошка (рис. 1) с различной площадью контакта. Однако при использовании такой модели возникает вопрос о возможности заполнения данными цепочками пространства и выполнения условия изотропности при подобном заполнении.

В настоящей работе предложен другой подход к численному определению коэффициента теплопроводно-

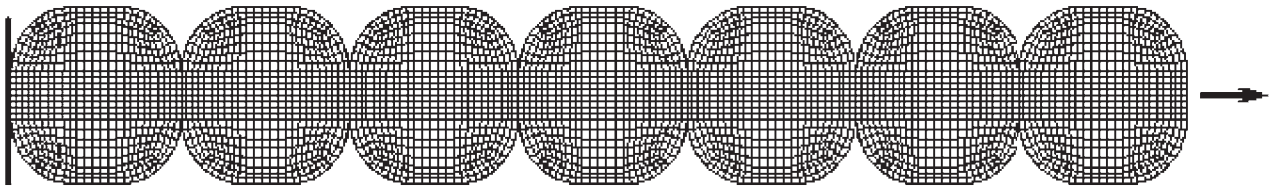


Рис. 1. Конечно-элементная модель для исследования теплопроводности, использованная в работе [2]

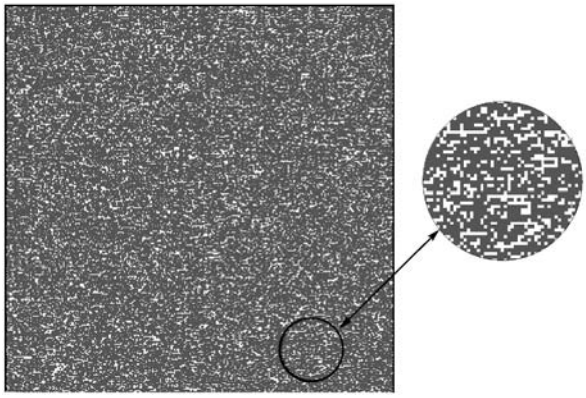


Рис. 2. Сетка конечных элементов в представительном объеме при относительной плотности 70 % (квадрат, описанный сеткой 300×300 элементов):
темным цветом отмечены частицы, светлым – поры

сти, основанный на моделировании распространения тепла в структурно-неоднородном полупространстве, состоящем из представительных объемов (рис. 2), заполненных конечными элементами, каждому из которых случайным образом присваиваются свойства или базового материала, или порового (межчастичного) пространства. Случайное распределение свойств по элементам обеспечивает генератор случайных чисел. Свойства порового пространства (пор) имеют практически нулевые (на 4 порядка меньше) значения механических и теплофизических характеристик, моделируя тем самым пустоты между частицами. Для выполнения условия изотропности структурно-неоднородного представительного объема количество конечных элементов (КЭ) со свойствами порового пространства в каждом горизонтальном и вертикальном рядах задают одинаковым и в соответствии с заданной плотностью.

В данном случае, как это принято при рассмотрении порошковых и пористых тел в рамках континуальных представлений, под представительным объемом понимают минимальные области со свойствами, идентичными самим порошковым телам. Абсолютные размеры представительного объема, показанного на рис. 2, в данной задаче не имеют значения, они влияют лишь на масштаб времени протекания процесса.

Затем провели расчет задачи с граничными условиями первого рода (постоянная температура на границе заготовки) для представительного объема, приведенного на рис. 2: *внизу* – постоянная температура $T = 0$ °С, остальные поверхности – теплоизолятор; начальная температура тела $T_0 = 1000$ °С; коэффициент температуропроводности $a^2 = \dfrac{\lambda_B}{c_B \rho_B} = 5$ мм^2/с .

Расчет проводили для различных плотностей и для двух вариантов постановки задачи:

1) с использованием континуальной модели пористой среды на основе решения уравнения (1) с заданными характеристиками c_R и λ_R;

2) с использованием структурно-неоднородной модели представительного объема пористой среды с

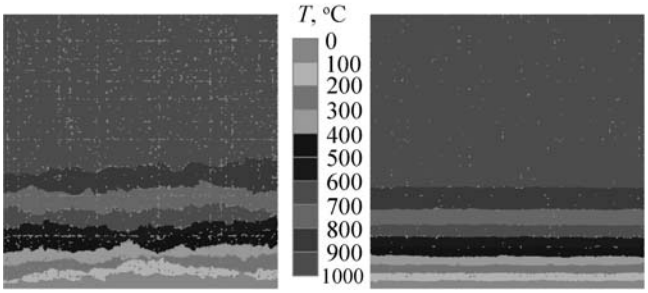


Рис. 3. Изолинии температурных полей для различных плотностей:
слева – $R = 0{,}6$, время $t = 2000$ с; *справа* – $R = 0{,}9$, $t = 500$ с

характеристиками c_R и λ_R, близкими к нулю для КЭ, имитирующими поры и равными соответствующим характеристикам базового материала для остальных КЭ.

Результаты решения задачи для структурно-неоднородной модели, приведенные на рис. 3, показывают, что с уменьшением плотности среды глубина слоя, на которую распространяется влияние охлажденной границы, также уменьшается.

Отмеченная закономерность является следствием наличия неоднородностей в теле: поры задерживают охлаждение. Кроме этого, средняя температура в слоях, параллельных граничной поверхности, достаточно монотонно меняется от слоя к слою и слабо зависит от распределения пор в слое (рис. 4, кривые *1–3*). На этом рисунке показано также распределение температуры, полученное с использованием континуальной модели для среды с относительной плотностью $R = 0{,}6$ (рис. 4, кривая *4*), которое с достаточной точностью совпадает с решением для структурно-неоднородной модели.

Такие результаты позволяют сделать вывод о том, что структурно-неоднородная модель пористой среды отражает влияние пористости на теплопроводность и может быть использована в качестве инструмента для изучения этого свойства среды. Это позволяет опреде-

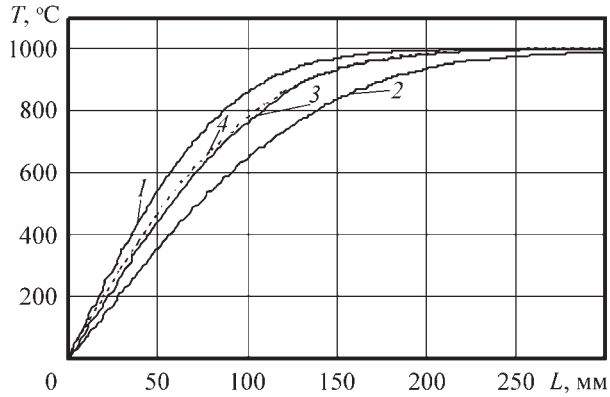


Рис. 4. Распределение средних температур *T* по высоте заготовки *L* при различных значениях плотности *R*, полученное расчетом с использованием структурно-неоднородной модели пористой среды (кривые *1–3*), и решение для континуальной модели при *R* = 0,6 (кривая *4*)

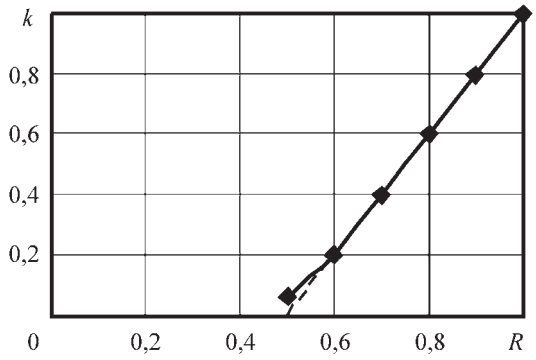


Рис. 5. Зависимость функции $k = \lambda_R/\lambda_B$ от относительной плотности R

лить расчетным путем по формуле (3) и значения функции k, которые для различных плотностей приведены на рис. 5. Для относительных плотностей $R = 0{,}6...1$ полученные значения практически ложатся на прямую линию, пересекающуюся с нулем при значениях плотности $R = 0{,}5$.

Следует отметить, что результаты моделирования хорошо согласуются не только с одномерным распространением теплоты. Использование полученных характеристик позволяет описывать и более сложные задачи, например, распределение теплоты в задаче с условиями первого рода на двух поверхностях (рис. 6).

Из рис. 6 видно, что предлагаемая модель со случайным распределением пор в заготовке является изотропной, так как решение в ней соответствует континуальной модели не только в направлении координатных осей, вдоль которых построена сетка, но и в диагональном от угла направлении.

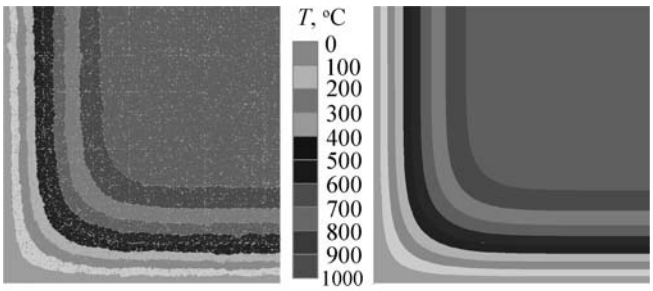


Рис. 6. Распределение температуры для модели с порами (*слева*) и континуальной пористой модели с приведенными термодинамическими характеристиками при $R = 0{,}8$ (*справа*)

ЛИТЕРАТУРА

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

2. **Власов А.В.** Определение зависимости коэффициента теплопроводности порошковой заготовки от ее плотности // Сб. науч. тр. Теория, технология, оборудование и автоматизация обработки металлов давлением и резанием. Вып. 2. Тула: ТулГУ, 1999. С. 80–85.

Алексей Викторович Власов, д-р техн. наук;
Виктор Алексеевич Дёмин, д-р техн. наук;
Вадим Николаевич Субич, д-р техн. наук;
Николай Александрович Шестаков, д-р техн. наук

УДК 621.983; 539.374

О.В. Пилипенко *(Орловский государственный технический университет),*
С.С. Яковлев *(Тульский государственный университет),*
В.И. Трегубов *(ФГУП "ГНПП "Сплав", Тула)*

Вытяжка с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойных анизотропных материалов*

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований напряженного и деформированного состояний, силовых режимов и предельных возможностей формообразования процесса вытяжки с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойных анизотропных материалов в конических матрицах.

The article brings the results of theoretical and experimental researches of stressed and deformed conditions, force regimes and limit forming possibilities of the ironing of cylindrical double-layer anisotropic details in conical dies.

В машиностроении на современном этапе находят широкое применение двухслойные материалы для изготовления цилиндрических сосудов высокого давления с повышенной коррозионной стойкостью. К таким изделиям предъявляют высокие требования по надежности, так как в процессе эксплуатации они испытывают внутреннее давление до 30 МПа [1, 2]. Процессы пластического формоизменения двухслойных

* Работа выполнена по гранту Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ (№ 4190.2006.8), гранту РФФИ (№ 07-01-00041) и государственному контракту Федерального агентства по науке и инновациям (№ 02.513.11.3299).

анизотропных материалов в настоящее время изучены мало.

Материал, подвергаемый штамповке, как правило, обладает анизотропией механических свойств, обусловленной маркой материала и технологическими режимами его получения [3]. Анизотропия механических свойств материала заготовки может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на устойчивое протекание технологических процессов обработки металлов давлением, в частности операций глубокой вытяжки.

Рассмотрен процесс вытяжки с утонением стенки цилиндрической заготовки из анизотропного материала с цилиндрической анизотропией. Заготовка двухслойная с различными механическими свойствами материалов, подчиняющимися условию пластичности Мизеса–Хилла и ассоциированному закону пластического течения [3].

Приняли, что отношение диаметра заготовки к ее толщине $D_з/h_0 >> 1$. В этом случае можно считать, что течение материала происходит в условиях плоской деформации. Простейшим является радиальное течение в системе координат $\rho\theta z'$ (рис. 1, где α – угол конусности матрицы; δ_1, δ_2 – толщина первого и второго слоев в готовом изделии соответственно; h_1 – толщина стенки получаемой заготовки).

На контактных поверхностях детали и инструмента задаются касательные напряжения по закону Кулона. Изменение направления скоростей течения материала на границе очага пластической деформации при входе в него и выходе из него учитывается изменением величины радиального напряжения по методу баланса мощностей.

Реализуется приближенное решение этой задачи с привлечением уравнений равновесия:

$$\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\partial\theta}+\frac{\sigma_\rho-\sigma_\theta}{\rho}=0,$$

$$\frac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\sigma_\theta}{\partial\theta}+\frac{2\tau_{\rho\theta}}{\rho}=0, \qquad (1)$$

условия несжимаемости материала $\xi_x = -\xi_y$ ($\xi_z = 0$, $\xi_{zy} = \xi_{zx} = 0$), условия пластичности Мизеса–Хилла в условиях плоской деформации

$$(\sigma_x-\sigma_y)^2+4(1-c)\tau_{xy}^2=4(1-c)\tau_{sxy}^2$$

и уравнений связи между напряжениями и скоростями деформации

$$\sigma_\rho=\sigma+\frac{4(1-c)}{(1+a)}\mu_i\xi_y(a\sin^2\theta-\cos^2\theta)+2\mu_i\xi_{xy}\sin2\theta;$$

$$\sigma_\theta=\sigma+\frac{4(1-c)}{(1+a)}\mu_i\xi_y(a\cos^2\theta-\sin^2\theta)-2\mu_i\xi_{xy}\sin2\theta;$$

$$\tau_{\rho\theta}=2(1-c)\mu_i\xi_y\sin2\theta+2\mu_i\xi_{xy}\cos2\theta,$$

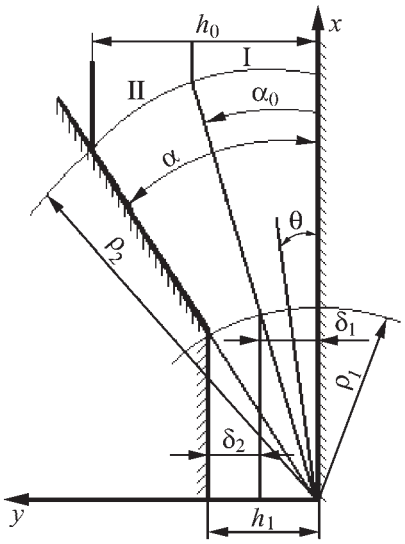


Рис. 1. Схема к расчету кинематики течения двухслойного материала

где σ_ρ, σ_θ и $\tau_{\rho\theta}$ – нормальные и касательные напряжения в полярной системе координат $\rho\theta$; σ_x, σ_y и τ_{xy} – нормальные и касательные напряжения в главных осях анизотропии x, y, z; $c=1-\frac{N(F+G)}{2(FG+GH+HF)}$; F, G, H, N – параметры, характеризующие текущее состояние анизотропии; τ_{sxy} – сопротивление материала пластическому деформированию на сдвиг в плоскости xy; $a=\frac{G}{F}$; $\mu_i=\frac{\tau_{sxy}}{2((1-c)\xi_y^2+\xi_{xy}^2)^{1/2}}$; ξ_x, ξ_y, ξ_z, ξ_{zy}, ξ_{zx} – компоненты тензора скоростей деформаций.

Поле скоростей характеризуется уравнениями:

$$V_\rho=V_\rho(\rho,\theta);\ V_\theta=0;\ V_{z'}=0.$$

Радиальную скорость V_ρ предложено определять по выражению

$$V_\rho=\Phi_k(\theta)/\rho;$$

$$\Phi_1(\theta)=A_1e^{2\theta}+B_1e^{-2\theta}-D_1/4-V_0\delta_1(e^{2\theta}-1)N_1;$$

$$\Phi_2(\theta)=A_2e^{2\theta}+B_2e^{-2\theta}-D_2/4-V_0\delta_2(e^{-2\theta}-e^{-2\alpha})M_2,$$

где k принимает значения 1 или 2 в зависимости от рассматриваемого слоя; A_k, B_k, D_k, N_1 и M_2 – константы; V_0 – скорость перемещения пуансона.

Учитывая уравнения связи между напряжениями и скоростями деформации и кинематически возможных скоростей течения материала в очаге деформации, удовлетворяющих граничным условиям, записывают дифференциальные уравнения равновесия относительно функций $\Phi_1(\theta)$, $\Phi_2(\theta)$ и средних напряжений σ_1, σ_2 в первом и втором слоях. Полученные уравнения интегрируют относительно функций $\Phi_k(\theta)$ и σ_k в первом и втором слоях после разделения переменных по скоростям течения и напряжениям в уравнениях равновесия (1) в каждом слое и наложения требования об удовлетворении уравнений относительно

функции $\Phi_k(\theta)$ (необходимости прохождения их через $\theta = 0$ и $\theta = \alpha$).

Подробный анализ кинематики течения материала, напряженного и деформированного состояния процесса вытяжки с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойных анизотропных материалов изложен в работе [4].

Компоненты напряжений в очаге пластической деформации в каждом слое предложено определять по следующим формулам:

$$\begin{aligned}
\sigma_{\rho k} &= -4\beta_k \Phi_k(\theta) - 2\beta_k \Phi_k(\theta) + \\
&+ 4\beta_k c_k \int \left(\Phi_k(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi'_k(\theta)\sin 2\theta \right) \sin 2\theta d\theta + \\
&+ 4c_k \beta_k \cos 2\theta \left(\Phi_k(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi'_k(\theta)\sin 2\theta \right) - \\
&- D_k \beta_k \ln\rho - C_k; \\
\sigma_{\theta k} &= -2\beta_k \Phi_k(\theta) + \\
&+ 4\beta_k c_k \int \left(\Phi_k(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi'_k(\theta)\sin 2\theta \right) \sin 2\theta d\theta - \\
&- D_k \beta_k \ln\rho - C_k; \\
\tau_{\rho\theta k} &= \beta_k \Phi'_k(\theta) - 2c_k \beta_k \times \\
&\times \left(\Phi_k(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi'_k(\theta)\sin 2\theta \right) \sin 2\theta,
\end{aligned} \tag{2}$$

где c_k, τ_{sxyk} – соответственно характеристика анизотропии и сопротивление материала пластическому деформированию в условиях плоского деформированного состояния в плоскости x, y в первом и втором слоях заготовки; C_k – константа; $\beta_1 = \dfrac{\tau_{sxy1}\alpha_0}{2V_0\delta_1}$; $\beta_2 = \dfrac{\tau_{sxy2}(\alpha - \alpha_0)}{2V_0\delta_2}$.

Постоянные A_k, C_k, B_k, D_k, N_1 и M_2 определяют из следующих условий:

1. Постоянство расхода металла

$$\int_0^{\alpha_0} V_{\rho 1}\rho d\theta + \int_{\alpha_0}^{\alpha} V_{\rho 2}\rho d\theta = -V_0(\delta_1 + \delta_2). \tag{3}$$

2. Непрерывность скоростей течения металла на границе раздела слоев металла

$$V_{\rho 1}(\rho, \alpha_0) = V_{\rho 2}(\rho, \alpha_0). \tag{4}$$

3, 4. Непрерывность напряжений σ_θ на границе раздела слоев

$$\sigma_{\theta 1}(\rho, \alpha_0) = \sigma_{\theta 2}(\rho, \alpha_0). \tag{5}$$

Это условие дает два соотношения между искомыми неизвестными коэффициентами.

5. Непрерывность касательных напряжений, возникающих на границе раздела слоев металла,

$$\tau_{\rho\theta 1}(\rho, \alpha_0) = \tau_{\rho\theta 2}(\rho, \alpha_0). \tag{6}$$

6. На контактной поверхности заготовки с пуансоном реализуется закон трения Кулона

$$\tau_{\rho\theta 1}(\rho, 0) = -\mu_п \sigma_{\theta 1}(\rho, 0), \tag{7}$$

где $\mu_п$ – коэффициент трения на контактных поверхностях пуансона.

7. На контактной поверхности заготовки с матрицей реализуется закон трения Кулона

$$\tau_{\rho\theta 2}(\rho, \alpha) = -\mu_м \sigma_{\theta 2}(\rho, \alpha), \tag{8}$$

где $\mu_м$ – коэффициент трения на контактных поверхностях матрицы.

8. Учет изменения направления течения материала на входе в очаг пластической деформации в первом и втором слоях оценивали по максимальному углу поворота

$$\sigma_{\rho 1}(\rho_2, \alpha_0) = \tau_{sxy1}\,\mathrm{tg}\alpha_0, \text{ если } \tau_{sxy1} < \tau_{sxy2}, \tag{9, а}$$

$$\sigma_{\rho 2}(\rho_2, \alpha) = \tau_{sxy2}\,\mathrm{tg}\alpha, \text{ если } \tau_{sxy1} > \tau_{sxy2}. \tag{9, б}$$

9. Удовлетворение дифференциальным уравнениям равновесия относительно функции $\Phi_1(\theta)$ в первом слое при $\theta = 0$

$$L_1[\Phi_1(0), N_1] = 0. \tag{10}$$

10. Удовлетворение дифференциальным уравнениям равновесия относительно функции $\Phi_2(\theta)$ во втором слое при $\theta = \alpha$

$$L_2[\Phi_2(\alpha), M_2] = 0. \tag{11}$$

Выражения для определения функций $L_1[\Phi_1(\theta), N_1]$ и $L_2[\Phi_2(\theta), M_2]$ приведены в работе [4].

Силу P процесса на выходе из очага пластической деформации можно определить следующим образом:

$$P = P_1 + P_2 + P_{тр}, \tag{12}$$

где $P_1 = \pi(d_п + \delta_1)P_{x1}$ – сила в первом слое; $P_2 = \pi(d_п + 2\delta_1 + \delta_2)P_{x2}$ – сила во втором слое; $P_{тр} = \pi\mu_п d_п \times \int_{\rho_1}^{\rho_2} |\sigma_{\theta 1(\rho, 0)}| d\rho$; $d_п$ – диаметр пуансона.

Выражения для вычисления величин P_{x1} и P_{x2} в первом и втором слоях двухслойного материала следующие:

$$P_{x1} = \int_0^{\alpha_0} \Bigg[\Bigg(-6\beta_1 \Phi_1(\theta) + 4\beta_1 c_1 \int_0^{\theta} \Phi_{11}(\theta) \sin 2\theta d\theta + \\ + 4\beta_1 c_1 \cos 2\theta \Phi_{11}(\theta) - D_1 \beta_1 \ln \rho_1 - C_1 \Bigg) \cos\theta - \\ - (\beta_1 \Phi_1'(\theta) - 2c_1 \beta_1 \Phi_{11}(\theta) \sin 2\theta) \sin\theta \Bigg] \rho_1 d\theta + \\ + \tau_{sxy1} \operatorname{tg}\alpha_0 \rho_1 \sin\alpha_0; \quad (13)$$

и

$$P_{x2} = \int_{\alpha_0}^{\alpha} \Bigg[\Bigg(-6\beta_2 \Phi_2(\theta) + 4\beta_2 c_2 \int_{\alpha_0}^{\theta} \Phi_{22}(\theta) \sin 2\theta d\theta + \\ + 4\beta_2 c_2 \cos 2\theta \Phi_{22}(\theta) - D_2 \beta_2 \ln \rho_1 - C_2 \Bigg) \cos\theta - \\ - (\beta_2 \Phi_2'(\theta) - 2c_2 \beta_2 \Phi_{22}(\theta) \sin 2\theta) \sin\theta \Bigg] \rho_1 d\theta + \\ + \tau_{sxy2} \operatorname{tg}\alpha \rho_1 (\sin\alpha - \sin\alpha_0), \quad (14)$$

где $\Phi_{11} = \Phi_1(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi_1'(\theta)\sin 2\theta;$

$\Phi_{22} = \Phi_2(\theta)\cos 2\theta + \frac{1}{2}\Phi_2'(\theta)\sin 2\theta.$

В последних выражениях учитываются приращения напряжения σ_x, связанного с максимальным поворотом направления течения материала на выходе из очага деформации.

По кривым упрочнения материалов слоев можно найти средние значения в очаге деформации $\tau_{sxy1}^{\text{ср}}$ и $\tau_{sxy2}^{\text{ср}}$ по следующим формулам:

$$\tau_{sxy1}^{\text{ср}} = (\tau_{xy0,2})_1 + Q_1 (\varepsilon_{e1}^{\text{ср}})^{n_1};$$

$$\tau_{sxy2}^{\text{ср}} = (\tau_{xy0,2})_2 + Q_2 (\varepsilon_{e2}^{\text{ср}})^{n_2},$$

где $(\tau_{xy0,2})_1$ и $(\tau_{xy0,2})_2$ – сопротивления пластическому деформированию на сдвиг первого и второго слоев материалов при остаточной деформации $\varepsilon_{e1} = \varepsilon_{e2} = 0{,}002$; Q_1, Q_2, n_1, n_2 – константы кривых упрочнения первого и второго слоев материала, и повторить решение задачи уже с учетом упрочнения материала.

Повреждаемость материала ω_e при пластическом деформировании по деформационной модели разрушения

$$\omega_e = \int_{\varepsilon_{ib}}^{\varepsilon_i} \frac{d\varepsilon_i}{\varepsilon_i^{\text{пр}}}, \quad (15)$$

где ε_{ib} – интенсивность деформации элементарного объема при входе в очаг деформации; $\varepsilon_i^{\text{пр}}$ – предельная интенсивность деформации, которая зависит от σ/σ_i и ориентации первого главного напряжения относительно главных осей анизотропии x, y и z; σ_i – интенсивность напряжения.

Интегрирование в выражении (15) ведется вдоль траектории (линии тока) рассматриваемых элементарных объемов. В зависимости от условий эксплуатации или последующей обработки изготовляемого изделия уровень повреждаемости не должен превышать величины χ, т.е.

$$\omega_e \le \chi. \quad (16)$$

До деформации (при времени деформирования $t = t_0$) $\omega_e = 0$, а в момент разрушения ($t = t_{\text{р}}$) $\omega_e = \chi = 1$.

При назначении степеней деформации в процессе пластического формоизменения следует учитывать рекомендации В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова [5, 6] по степени использования ресурса пластичности χ. Предельная интенсивность деформации $\varepsilon_i^{\text{пр}}$ в направлении действия первого главного напряжения находится по выражению

$$\varepsilon_i^{\text{пр}} = \Omega_k \exp\left(U_k \frac{\sigma}{\sigma_i}\right) \times \\ \times (a_{0k} + a_{1k}\cos\alpha' + a_{2k}\cos\beta' + a_{3k}\cos\gamma'), \quad (17)$$

где Ω_k, U_k, a_{0k}, a_{1k}, a_{2k} и a_{3k} – константы материала, определяемые в зависимости от материала согласно работам В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова и уточняющиеся из опытов на растяжение образцов в условиях плоского напряженного и плоского деформированного состояний; α', β', γ' – углы между направлением первого главного напряжения σ_1 и осями анизотропии x, y, z соответственно.

Полученные соотношения для анализа процесса вытяжки с утонением стенки двухслойного анизотропного материала позволяют установить влияние технологических параметров на силовые режимы исследуемого процесса.

Расчеты выполнены для двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13, механические свойства которой приведены в работе [7], и для изменения технологических параметров процесса: коэффициента утонения $m_s = h_1/h_0$, угла конусности матрицы $\alpha = 6...30°$ и условий трения на инструменте $\mu_{\text{п}} = (1...4)\mu_{\text{м}}$ при $\mu_{\text{м}} = 0{,}05$.

Зависимости изменения относительной силы $\overline{P} = P/[2\pi(d_1 + s_1)s_1(\tau_{sxy0,2})_2]$ от угла конусности матрицы α при фиксированных значениях m_s и $\mu_{\text{п}}$ (при $\mu_{\text{м}} = 0{,}05$) приведены на рис. 2 (δ_{01} – толщина первого слоя на входе в очаг пластической деформации). Из анализа графиков следует, что с уменьшением m_s и увеличением α относительная сила $\overline{P}$ возрастает. Интенсивность роста тем выше, чем меньше коэффициент утонения m_s. Уменьшение m_s от 0,5 до 0,9 сопровождается падением величины $\overline{P}$ более чем в 3 раза при прочих равных условиях деформирования.

Результаты расчетов показали, что изменение условий трения на контактной поверхности пуансона существенно влияет на относительную силу $\overline{P}$. С увеличением коэффициента трения на пуансоне $\mu_{\text{п}}$ (при $\mu_{\text{м}} = 0{,}05$) $\overline{P}$ уменьшается. Этот эффект проявляется существеннее на малых углах конусности матрицы α и

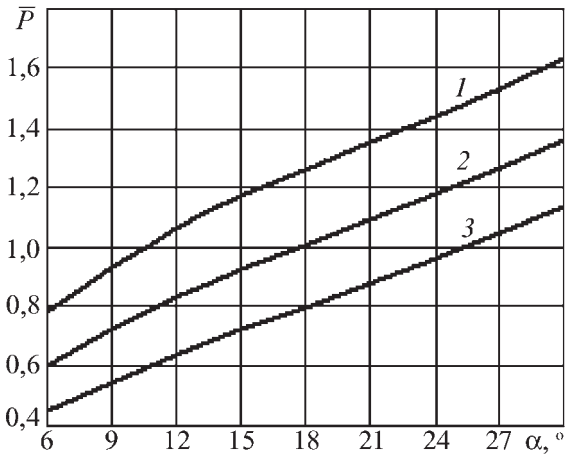


Рис. 2. Зависимость изменения относительной силы $\overline{P}$ от угла конусности матрицы α для двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13:
1 – m_s = 0,6; *2* – m_s = 0,7; *3* – m_s = 0,8 (δ_{01}/h_0 = 0,25; h_0 = = 4 мм)

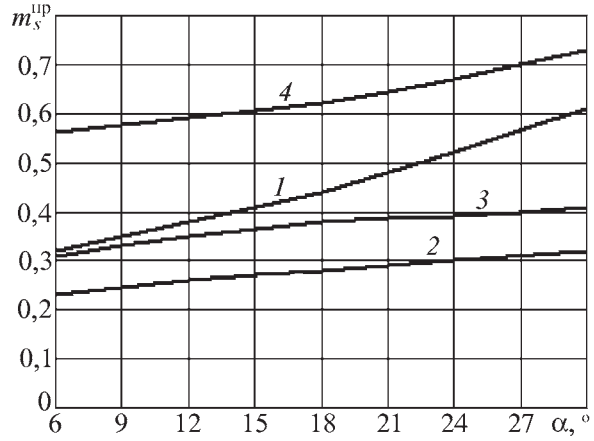


Рис. 3. Зависимость изменения предельного коэффициента утонения $m_s^{пр}$ от угла конусности матрицы α для двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 (δ_{01}/h_0 = 0,50; h_0 = 4 мм; $\mu_п$ = = 2$\mu_м$ = 0,1)

значениях коэффициента утонения m_s; при α = 30° повышение $\mu_п$ в 4 раза по сравнению с $\mu_м$ приводит к незначительному (около 5 %) изменению относительной $\overline{P}$.

Установлено, что с ростом отношения δ_{01}/h_0 относительная сила $\overline{P}$ увеличивается. В ряде случаев вытяжки с утонением стенки полых цилиндрических деталей из двухслойных материалов может наблюдаться и обратный характер изменения $\overline{P}$. В первую очередь это зависит от способности того или иного материала к деформационному упрочнению, а также коэффициента утонения m_s.

Предельные возможности процесса вытяжки с утонением стенки ограничиваются максимальной величиной осевого напряжения σ_x в стенке заготовки на выходе из очага деформации, которая не должна превышать сопротивления материала пластическому деформированию в условиях плоского деформированного состояния с учетом упрочнения

$$\sigma_{x\,k} \le \sigma^*_{sx\,k}\,,\ \sigma^*_{sx\,k} = 2\tau_{sxy\,k}\sqrt{1-c_k}\,, \qquad (18)$$

и допустимой степенью использования ресурса пластичности (16).

При назначении коэффициентов утонения необходимо учитывать рекомендации по степени использования запаса пластичности В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова, согласно которым для ответственных деталей, работающих и подвергающихся после обработки давлением термической обработке (отжигу или закалке), допустимой степенью использования запаса пластичности следует считать χ = 0,25, а для неответственных деталей можно принять χ = 0,65 [5, 6].

Предельные коэффициенты утонения $m_s^{пр}$ исследовали в зависимости от угла конусности матрицы, условий трения на инструменте $\mu_п$ = (1...4)$\mu_м$ при $\mu_м$ = = 0,05 для исследуемого двухслойного материала.

Зависимости изменения $m_s^{пр}$, вычисленных по первому (18) и второму (16) критериям разрушения, от угла конусности матрицы α для двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 приведены на рис. 3. На рис. 3 кривая *1* соответствует $m_s^{пр}$, определенному по максимальному осевому напряжению на выходе из очага пластической деформации (18); кривые *2*, *3*, *4* соответствуют $m_s^{пр}$, определенному по степени использования ресурса пластичности (16) при χ = 1; 0,65 и 0,25 соответственно.

Положения кривых *1–4* определяют возможности деформирования заготовки в зависимости от технических требований на изделие. Показано, что с ростом угла конусности матрицы α величина $m_s^{пр}$ повышается. Увеличение α от 6 до 30° сопровождается ростом $m_s^{пр}$ на 45 %.

На рис. 4 приведены зависимости изменения $m_s^{пр}$ от условий трения на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки ($\mu_п/\mu_м$) при фиксированных углах конусности матрицы α ($\mu_м$ = 0,05; h_0 = = 4 мм). Условные обозначения кривых *1–4* соответствуют введенным обозначениям на рис. 3.

Установлено, что изменение условий трения на контактной поверхности пуансона существенно влияет на предельный коэффициент утонения $m_s^{пр}$. С ростом коэффициента трения на пуансоне $\mu_п$ снижается $m_s^{пр}$. Этот эффект проявляется существеннее на малых углах конусности матрицы α.

Расчеты показали, что при α = 30° увеличение $\mu_п$ в 3 раза по сравнению с $\mu_м$ приводит к незначительному (около 5 %) изменению $m_s^{пр}$, а при α = 6° – к уменьшению $m_s^{пр}$, вычисленного по максимальному осевому

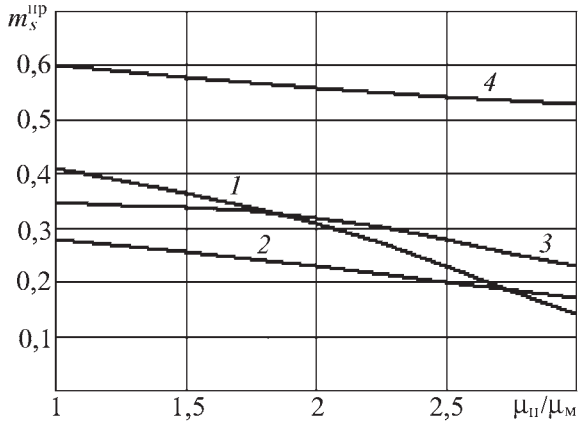


Рис. 4. Зависимость изменения предельного коэффициента утонения $m_s^{пр}$ от условий трения на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки $\mu_п/\mu_м$ для двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 (δ_{01}/h_0 = 0,50; h_0 = 4 мм; α = 6°)

напряжению на выходе из очага пластической деформации и степени использования ресурса пластичности на 15 и 30 % соответственно.

Расчеты показали, что при вытяжке с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 с увеличением отношения δ_{01}/h_0 предельный коэффициент утонения $m_s^{пр}$ повышается.

Установлено, что предельные возможности формоизменения могут ограничиваться максимальным растягивающим напряжением на выходе из очага деформации и степенью использования ресурса пластичности. Это зависит от анизотропии механических свойств материала заготовки, технологических параметров, угла конусности матрицы и условий трения на контактных поверхностях инструмента.

Показано, что учет упрочнения существенно уточняет силу вытяжки с утонением и предельный коэффициент утонения, однако не изменяет характер влияния угла конусности матрицы α, коэффициента утонения m_s и условий трения на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки ($\mu_п/\mu_м$)

Проведены экспериментальные исследования вытяжки с утонением стенки двухслойной стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 в конических матрицах. Сопоставление результатов теоретических и экспериментальных исследований по силовым режимам процесса вытяжки с утонением стенки цилиндрических деталей из двухслойных материалов указывает на удовлетворительное их согласование (до 10 %).

На основе выполненных теоретических и экспериментальных исследований разработаны рекомендации по расчету технологических параметров вытяжки с утонением двухслойных анизотропных материалов. Разработан новый технологический процесс изготовления заготовок под закатку горловины баллонов БГ-7,3-30-30.001 из стали 12Х3ГНМФБА+08Х13 с высокими эксплуатационными характеристиками.

Технологический процесс изготовления заготовки под закатку горловины включает в себя семь формоизменяющих операций: пять вытяжек корпуса, вытяжку с утонением стенки с ограничением, вытяжку утолщенной части стенок с промежуточными термическими операциями восстанавливающего отжига.

Рис. 5. Баллон высокого давления

Разработаны и внедрены мероприятия по использованию надежных технологических смазок на формоизменяющих операциях. Предложено в качестве смазки использовать препарат коллоидно-графитовый водный ПСВ.

Металлографические исследования показали соответствие структуры материала готовых изделий техническим требованиям по эксплуатационным характеристикам.

Гидростатические испытания опытных изделий превышающими нагрузками показали их соответствие техническим требованиям на испытания. После контроля качества заготовки поступают на операцию "закатка горловины". Изготовленный баллон высокого давления представлен на рис. 5.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трегубов В.И.** Изготовление баллонов высокого давления из высокопрочных двухслойных материалов вытяжкой. М.: Машиностроение-1, Изд-во "Тульский полиграфист", 2003. 164 с.

2. **Трегубов В.И., Яковлев С.П., Яковлев С.С.** Технологические параметры вытяжки с утонением стенки двухслойного упрочняющегося материала // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2005. № 1. С. 29–35.

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

4. **Математическая** модель пластического деформирования двухслойных анизотропных материалов в клиновом канале / С.П. Яковлев, О.В. Пилипенко, Д.А. Безотосный // Известия ТулГУ. Сер. "Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением". Тула: ТулГУ, 2005. Вып. 1. С. 8–17.

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

6. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.

7. **Пилипенко О.В., Безотосный Д.А., Панфилов Р.Г.** Анизотропия механических свойств стали 12Х3ГНМФБА плакированной сталью 08Х13 // Известия ТулГУ. Сер. "Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением". Тула: ТулГУ, 2005. Вып. 2. С. 81–87.

Ольга Васильевна Пилипенко, канд. техн. наук;
Сергей Сергеевич Яковлев, д-р техн. наук;
Виктор Иванович Трегубов, д-р техн. наук

УДК 621.7

С.М. Санникова, А.Т. Крук *(ООО НПФ "Мехпресс", г. Воронеж)*

Вопросы выбора однослойной или многослойной трубной заготовки для операции пластического деформирования

Рассмотрены результаты экспериментальных исследований по выбору способов изготовления трубных заготовок и экономическая целесообразность замены однослойной трубной заготовки на многослойную для операций пластического деформирования.

The article considers the results of experimental researches on choice of the ways of the tubular billets manufacture. Also the productiveness of the one-layer billet change for the multi-layer billet is considered for the plastic deformation process.

Выбор схемы изготовления многослойного изделия. Многослойное изделие можно изготовлять различными способами: методом сборки в горячем состоянии (обычно этот метод используют для создания дополнительных контактных давлений между слоями), запрессовкой в холодном состоянии, методом редуцирования, методом деформирующего протягивания и путем комбинирования этих методов.

К основным недостаткам первого метода относится его значительная энергоемкость на термических операциях. Недостатком метода запрессовки в холодном состоянии является искажение размеров составляющих втулок после запрессовки.

Преимуществами редуцирования и деформирующего протягивания являются возможность изготовления изделия без предварительной механической обработки и, следовательно, уменьшение энергозатрат на процесс изготовления изделия в целом.

В зависимости от требований к качеству поверхности (наружной и внутренней) можно изготовить многослойное изделие методом деформирующего протягивания, редуцированием или сочетанием этих способов.

При отсутствии требований к качеству наружной поверхности предпочтение следует отдать методу деформирующего протягивания, так как изготовить деформирующую протяжку проще, чем волоку для редуцирования. Трудности эти значительно возрастают при необходимости проведения ступенчатой пластической деформации. Например, при деформировании в три ступени изготовить три волоки гораздо сложнее, чем три деформирующих элемента [1].

Таким образом, для исследований выбираем способ получения многослойного изделия методом деформирующего протягивания.

Расчет экономии металла при замене однослойного изделия многослойным. Повышение коэффициента использования материала (КИМ) является актуальной задачей машиностроения. Решение данной задачи осуществляется различными путями: конструкторская и технологическая проработка изделий, уточненные прочностные расчеты и т.д. Применяют эти методы как самостоятельно, так и в комплексе.

Каждая деталь изготовляется из заготовки. Способы получения заготовок разнообразны. Для увеличения КИМ стремятся к тому, чтобы размеры заготовки были максимально приближены к размерам детали (в пределах технологических припусков на изготовление детали). В частности, для деталей типа втулки и трубы оптимальной формой заготовки является труба. В массовом производстве часто используют стальные бесшовные горячедеформированные трубы по ГОСТ 8732–78, как один из дешевых материалов.

Рассчитаем КИМ для деталей типа втулки и трубы, заготовками для которых служат трубы по ГОСТ 8732–78. Покажем также, что замена однослойной трубы многослойной обработанной деформирующим протягиванием позволяет повысить КИМ.

Коэффициент использования материала вычисляют по формуле

$$K = \frac{m_д}{m_з}, \qquad (1)$$

где $m_д$ – масса детали; $m_з$ – масса заготовки.

Согласно ГОСТ 8732–78 предельные отклонения по наружному диаметру и толщине стенки труб обычной точности не должны превышать указанных в табл. 1 и 2.

Расчеты производили для трех типоразмеров. Наружный диаметр D = 50; 100 и 200 мм. Диапазон размеров (50...200) мм является тем диапазоном, в котором применяется метод деформирующего протягивания. Длину детали типа втулки, трубы приняли равной 1 м, плотность стали – 7,850 г/см^3 [2].

Объемы деталей и заготовок, а также их массы вычисляли по общеизвестным формулам.

1. Предельные отклонения по наружному диаметру для труб обычной точности

Наружный диаметр, мм	Предельные отклонения для труб обычной точности
До 50 включ.	±0,5 мм
Св. 50 до 219	±1,0 %

2. Предельные отклонения по толщине стенки для труб обычной точности

Наружный диаметр, мм	Толщина стенки, мм	Предельные отклонения для труб обычной точности
До 219	До 15 включ.	+12,5 −15,0
	Св. 15 до 30	±12,5
	30 и выше	+10,0 −12,5

3. Размеры и масса деталей

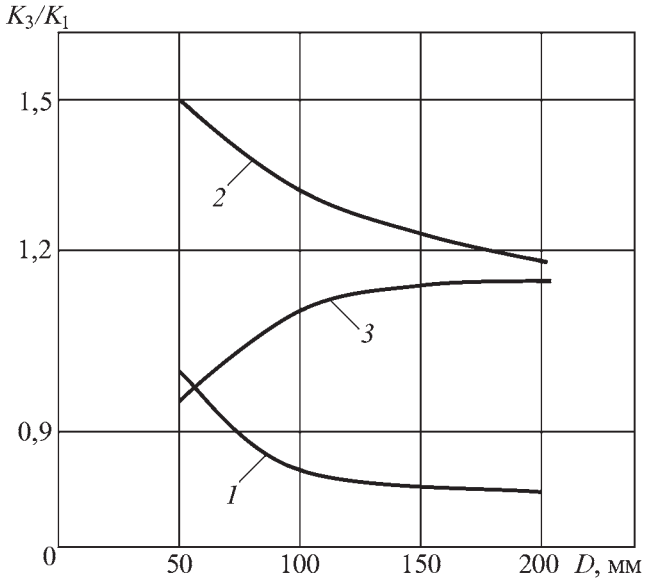
D, мм	d, мм	$m_д$, кг
200	140	125,7
100	70	31,4
50	35	7,8

Вначале расчет проводили для случая, когда $\frac{t}{d} = 0{,}2$, где t – толщина стенки; d – внутренний диаметр втулки.

Результаты вычислений, характеризующие параметры деталей, сведены в табл. 3.

Выбор заготовок осуществляли исходя из условия обеспечения минимального припуска на обработку, т.е. не из конкретного технологического процесса обработки, который потребует больших припусков, а только из условия обеспечения наличия минимального припуска.

Для анализа целесообразности замены однослойного изделия многослойным на рисунке приведена



Зависимость отношения K_3/K_1 от наружного диаметра D детали:
1 – $t/d = 0{,}1$; *2* – $t/d = 0{,}2$; *3* – $t/d = 0{,}3$

зависимость отношения K_3/K_1 (K_1, K_3 – КИМ однослойного и многослойного изделия соответственно) от размера детали. Как видно из рисунка, замена однослойного изделия многослойным может оказаться не всегда целесообразной. Кривая *1* в рассматриваемом диапазоне показывает, что отношение K_3/K_1 меньше 1. Очевидно, что наиболее целесообразна замена однослойного изделия многослойным при $t/d = 0{,}2$ (кривая *2*).

Кривая *3* качественно отличается от первых двух. Это связано, очевидно, с заменой трубной заготовки круглым прокатом.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Проскуряков Ю.Г.** Технология упрочняюще-калибрующей и формообразующей обработки металлов. М.: Машиностроение, 1998.

2. **Розенберг О.А.** Механика взаимодействия инструмента с изделием при деформирующем протягивании. Киев: Наукова думка, 1991. 293 с.

Светлана Михайловна Санникова, канд. техн. наук;
Александр Тимофеевич Крук, д-р техн. наук

Н.В. Пасечник, С.В. Родинков, А.А. Горлова
(ОАО АХК "ВНИИМЕТМАШ" им. академика А.И. Целикова)

Современные тенденции развития прокатного оборудования для производства строительной арматуры

Рассмотрены процесс многоручьевой прокатки-разделения (МПР), модернизация прокатного оборудования для производства строительной арматуры, составы мини-заводов с мелкосортными станами. Приведено описание клетей предварительно-напряженной конструкции и мелкосортного стана 280 с бестанинными клетями.

The article considers the process of multiple-strand rolling-scission, modernization of the rolling mills for building bars manufacture, equipment of the mini-plants with light-section mills. The prestressed structure 280 light-section mills are described.

Стальная арматура периодического профиля и гладкая в виде стержней и проволоки для железобетонных конструкций является самым массовым видом высокопрочной стали. Объем ее производства в мире достиг почти 100 млн т в год, или 10 % всего мирового производства стали, а в Российской Федерации производство арматуры составляет порядка 25 % от сортового проката.

На крупных металлургических комбинатах, специализирующихся на выпуске продукции для строительного сектора, идет освоение новых технологий производства. Например, для увеличения объемов производства Западно-Сибирский металлургический комбинат (ЗСМК) осваивает слиттинг-процесс, позволяющий увеличить объемы производства малых размеров арматуры в 1,3...1,5 раза за счет разделения проката на два ручья.

Еще с 1980-х годов прошлого века термином слиттинг-процесс стали обозначать технологию, нетрадиционную по отношению к обычному прокатному производству сортовой стальной продукции.

Суть процесса заключается в формировании из квадратной или прямоугольной заготовки многониточного раската, состоящего из круглых профилей, соединенных перемычкой толщиной 0,75...1 мм. Продольное разделение раската осуществляют путем разрыва перемычки клиновидными роликами специального устройства, установленного на выходе из рабочих валков, под действием выталкивающей силы, создаваемой валками. После разделения раската проводят параллельную прокатку круглых профилей в готовые профили в двух проходах.

Слиттинг-процесс имеет ряд недостатков:

– шейка разрыва перемычки в месте разделения раската ухудшает качество готового проката;

– низкую стойкость формирующего калибра;

– разделяющее устройство сложной конструкции;

– низкую стойкость разделяющих клиновидных роликов;

– низкую продольную устойчивость раската перед разделяющим устройством;

– сложность регулировки вводной привалковой арматуры.

Альтернативой слиттинг-процессу является технология многоручьевой прокатки-разделения (МПР). Сущность технологии МПР заключается в формировании в многоручьевых калибрах рабочих валков прокатного стана раската, состоящего из нескольких заготовок любой формы поперечного сечения, соединенных вдоль одной из осей относительно толстой перемычкой. Продольное разделение такого многониточного раската осуществляют непосредственно в разделяющем калибре, при этом центрирование двухниточного раската обеспечивают гребнями этого калибра (рис. 1).

Из прямоугольной или квадратной заготовки в двухручьевом калибре формируют раскат, состоящий из двух профилей ромбической или квадратной формы, соединенных между собой вдоль одной из диагоналей перемычкой, а продольное разделение раската выполняют в двухручьевом калибре в валках горизонтальной или вертикальной клетей. При продольном разделении раската происходит разрушение перемычки без образования в месте разделения заусенцев в виде шейки разрыва. Разделенные квадратные профили после разведения в горизонтальной плоскости одновременно прокатывают в две нитки последовательно в овальных и чистовых калибрах в готовый профиль. Новый способ прокатки позволяет осуществлять формирование и продольное разделение двухниточного раската при наличии двух специальных двухручьевых калибров, имеет повышен-

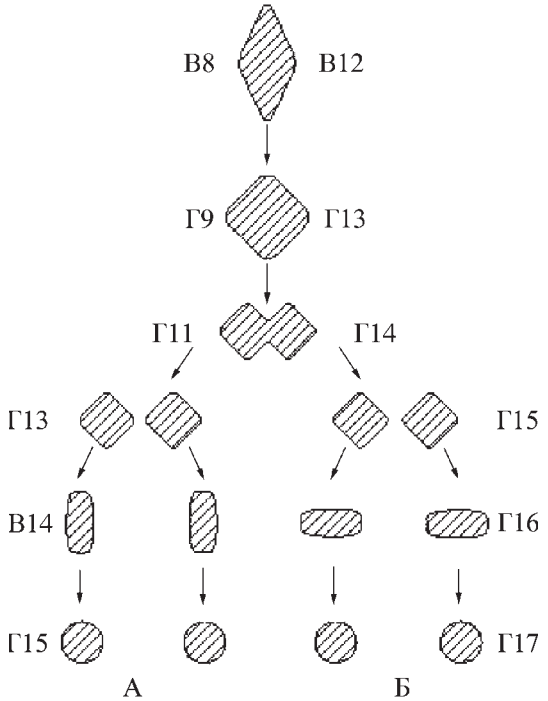


Рис. 1. Принципиальная схема двухручьевой прокатки-разделения при производстве арматурных профилей:
цифры — номера клетей с вертикальными (В) и горизонтальными (Г) валками

ную износостойкость валков, обеспечивает центрирование раскатов в двухручьевых калибрах и получение бездефектной поверхности готового проката, отличается простотой настройки валков и привалковой арматуры.

К преимуществу процесса МПР следует отнести отсутствие устройств для разделения раската, их обслуживания и ремонта.

Впервые двухручьевая прокатка-разделение арматурных профилей в России была проведена на станах 300/280 Омутнинского и 250 Нижне-Сергинского металлургических заводов. В частности на стане 300/280 Омутнинского металлургического завода по технологии прокатки-разделения производили арматурный профиль № 12 и круг ∅13 мм из сталей 10 и 45, а на мелкосортном стане 250 Нижне-Сергинского металлургического завода (НСМЗ) – арматурный профиль № 14 из стали 35ГС. Во всех случаях отмечено повышение производительности прокатных станов на 25...30 %.

На НСМЗ в 2007 г. производство арматурной стали на новом двухниточном стане планируют довести до 1 млн т. В 2004 г. на заводе смонтирован прокатный стан 150 мощностью 320 тыс. т в год катанки и бунтового арматурного проката. Проектные показатели уже превышены: в 2006 г. изготовлено свыше 370 тыс. т продукции. Левую нитку стана 250 ввели в эксплуатацию без остановки производства в 2006 г. В январе 2007 г. она была выведена на проектные показатели – мощности возросли до 500 тыс. т. Освоение процесса прокатки-разделения позволило отдельные размеры арматуры прокатывать в две и четыре нитки.

В последние годы ряд металлургических предприятий проводит масштабную модернизацию производственных мощностей. Например, на Магнитогорском металлургическом комбинате (ММК) в июле 2005 г. введен в эксплуатацию новый сортопрокатный цех в составе двух станов: 450 и 370. Новое сортопрокатное производство основано на использовании последних достижений фирмы Danieli в области прокатки качественной средне- и мелкосортной продукции. В апреле 2006 г. на комбинате введен в строй мелкосортно-проволочный стан, выпускающий арматуру диаметром 6...16 мм в бунтах.

Челябинский металлургический комбинат в 2006 г. завершил модернизацию мелкосортного стана 300–2, после чего его мощность возросла до 500 тыс. т в год и появилась возможность выпускать арматуру класса А500С диаметром 10...40 мм. Пуск этих станов стал продолжением реконструкции всей сортопрокатной линии ОАО ММК, включающей и модернизацию сталеплавильной составляющей: установку машин непрерывного литья сортовой заготовки и современных электросталеплавильных агрегатов.

Кроме этого, в ближайшие годы серьезную конкуренцию крупным металлургическим предприятиям начнут составлять мини-заводы. Как правило, центры металлопотребления одновременно являются и центрами ломообразования, отсюда главное конкурентное преимущество мини-заводов – минимальные транспортные расходы как при закупках сырья, так и при реализации готовой продукции. Еще одно преимущество – высокая гибкость производства, позволяющая более полно удовлетворять индивидуальные потребности заказчиков. Кроме существующих, в настоящее время в России в стадии разработки находятся порядка десяти проектов мини-заводов, а по некоторым из них уже приступили к строительству.

Правительство Москвы ведет строительство металлургического мини-завода полного цикла для производства мелкосортного проката в г. Ярцево Смоленской области. Концепция работы данного завода, основанная на гибкой современной модульной схеме по производству мелкосортной прокатной продукции, предложена ОАО "АХК ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова".

Модульная схема производства позволяет осуществлять строительство комплекса поэтапно, что соответствует требованиям наиболее эффективного и рационального использования материальных и финансовых средств.

В состав первого модульного блока, сданного в работу во втором квартале 2007 г., входит дуговая электросталеплавильная печь, агрегат внепечной обработки и машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Во втором модульном блоке ведут монтаж нагревательной печи и прокатного стана мощностью до 250 тыс. т/г.

В состав мини-завода входит мелкосортный прокатный стан 280, предназначенный для производства горячекатаного круга, квадрата, равнополочного уголка, арматурной стали для железобетонных конструкций классов А-I...А-III профилей №12...32, арматурной термоупрочненной стали классов Ат400...Ат800 профилей № 12...32, может работать как в составе литейно-прокатного комплекса (ЛПК), так и самостоятельно прокатывая заготовку. Готовую продукцию поставляют в прутках длиной 6...12 м.

Для производства заданного сортамента специалистами АХК ВНИИМЕТМАШ предложена схема 18-клетевого непрерывного однониточного мелкосортного стана.

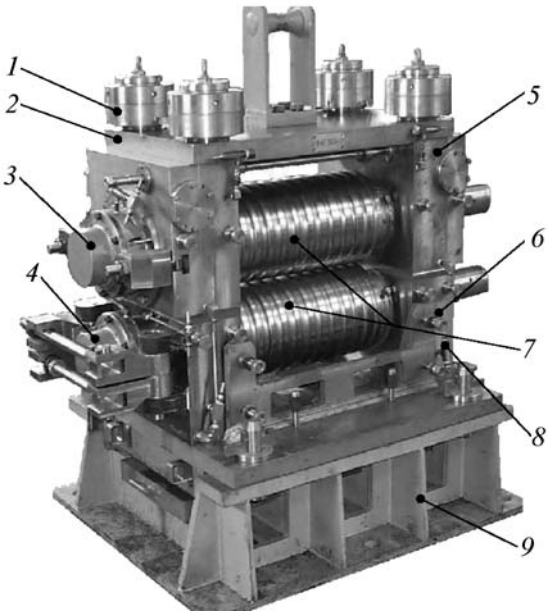


Рис. 2. Предварительно напряженная клеть конструкции ВНИИМЕТМАШ:
1 – узел стяжки; *2* – верхняя траверса; *3* – узел верхнего валка; *4* – узел нижнего валка; *5* – верхняя подушка; *6* – прокладка; *7* – валки; *8* – нижняя подушка; *9* – основание

Специфической особенностью сортовых станов является наличие большого числа прокатных клетей. В настоящее время применяют следующие клети:

– клети предварительно-напряженной конструкции (ПНК);

– клети бесстанинные.

Каждая из рассматриваемых конструкций обладает достоинствами и недостатками.

Клети ПНК использованы при создании ВНИИМЕТМАШем листопрокатного комплекса (ЛПК) для Норильского металлургического комбината производительностью 70...100 тыс. т катаной продукции в год. В связи с тем, что скорость подачи литой заготовки в первую клеть стана была невелика (~0,08 м/с), черновые клети представляли собой малогабаритную обжимную группу из шести клетей ПНК: трех горизонтальных и трех вертикальных с максимальным приближением клетей друг к другу. Благодаря этому достигалось максимальное сохранение температуры прокатываемого металла, но в вертикальных клетях двигатели главного привода пришлось установить вертикально.

Клеть ПНК (рис. 2) состоит из основания *9*, узлов верхней *3* и нижней *4* подушек с валками и верхней траверсы *2*, сжатых четырьмя стяжными болтами *1* с силой, в 1,3...1,5 раза превышающей силу прокатки. Каждый болт затянут гайкой после его растяжения гидроцилиндром.

Рабочие валки устанавливают в подушки на двухрядные сферические роликоподшипники повышенной грузоподъемности. Межвалковый зазор регулируют с помощью эксцентриковых втулок, установленных в верхних подушках.

Конструкция клетей ПНК при достаточно высокой радиальной жесткости, компактности и малой удельной массе имеет существенные недостатки. Для точной регулировки раствора валков в конструкции клети применяют эксцентриковые втулки, которые значительно уменьшают наружный диаметр радиальных подшипников качения и тем самым не позволяют использовать подшипники с высокой долговечностью; затрудняют подачу жидкой смазки в подшипники качения и жидкостного трения; создают дополнительный зазор с подушками, что негативно влияет на качество проката и долговечность деталей клети.

Кроме того, процесс перевалки клетей ПНК достаточно трудоемкий. Поэтому станы с конструкцией клетей данного типа в настоящее время применяют достаточно редко и при объемах производства, не превышающих 120...150 тыс. т в год.

Бесстанинные клети типа Red Ring лишены перечисленных недостатков – их конструкция несколько сложнее по сравнению с клетями ПНК. Данная конструкция клетей обладает следующими преимуществами по сравнению с клетями традиционной конструкции:

– компактностью и меньшей массой;

– простотой и удобством перевалки;

– конструкция клети позволяет разместить на ней необходимые приводы и датчики, обеспечивающие быстроту и удобство настройки клети, а также автоматизировать процесс настройки стана (установку клети на ось прокатки после перевалки, переход с одного ручья калибра на другой и др.).

При создании стана 280 за основу приняты клети бесстанинной конструкции. Особенность конструкции клетей, а также схема закрепления клети на раме таковы, что все калибры горизонтальных клетей, независимо от переточки валков, находятся неизменно на уровне прокатки, а калибры вертикальных клетей сохраняют неизменное положение в вертикальной плоскости относительно оси прокатки. Кроме этого, принятый тип конструкции клетей позволил сократить металлоемкость приблизительно в 1,5 раза по сравнению с традиционными сортовыми станами.

Черновая группа клетей стана состоит из шести чередующихся рабочих клетей (№ 1, 3 и 5 – горизонтальные, № 2, 4 и 6 – вертикальные). Такая компоновка клетей в пределах группы позволяет отказаться от кантователя раскатов достаточно крупных поперечных сечений (при исходной заготовке квадрат 125×125 мм).

В промежуточную и чистовую группы прокатных клетей раскат входит уже с уменьшенной площадью поперечного сечения, а скорости прокатки еще относительно невелики, что создает условия для успешной кантовки в промежутках этих групп. Чистовая группа прокатных клетей по своей конструкции подобна промежуточной и состоит также только из горизонтальных клетей. Такой тип компоновки заметно упрощает конструкцию группы и повышает ее технологическую надежность (особенно это важно в связи с тем, что скорости прокатки в промежуточной и чистовой группах клетей существенно выше, чем в черновой), а также позволяет организовать в них слиттинг-процесс – прокатку таких типов профилей, как уголок, швеллер и других фасонных профилей, прокатка которых предпочтительна в группах с горизонтальным расположением клетей.

Стан 280 оснащен индивидуальными приводами клетей, а также современными средствами автоматизации, измерения и контроля. Система управления главными приводами

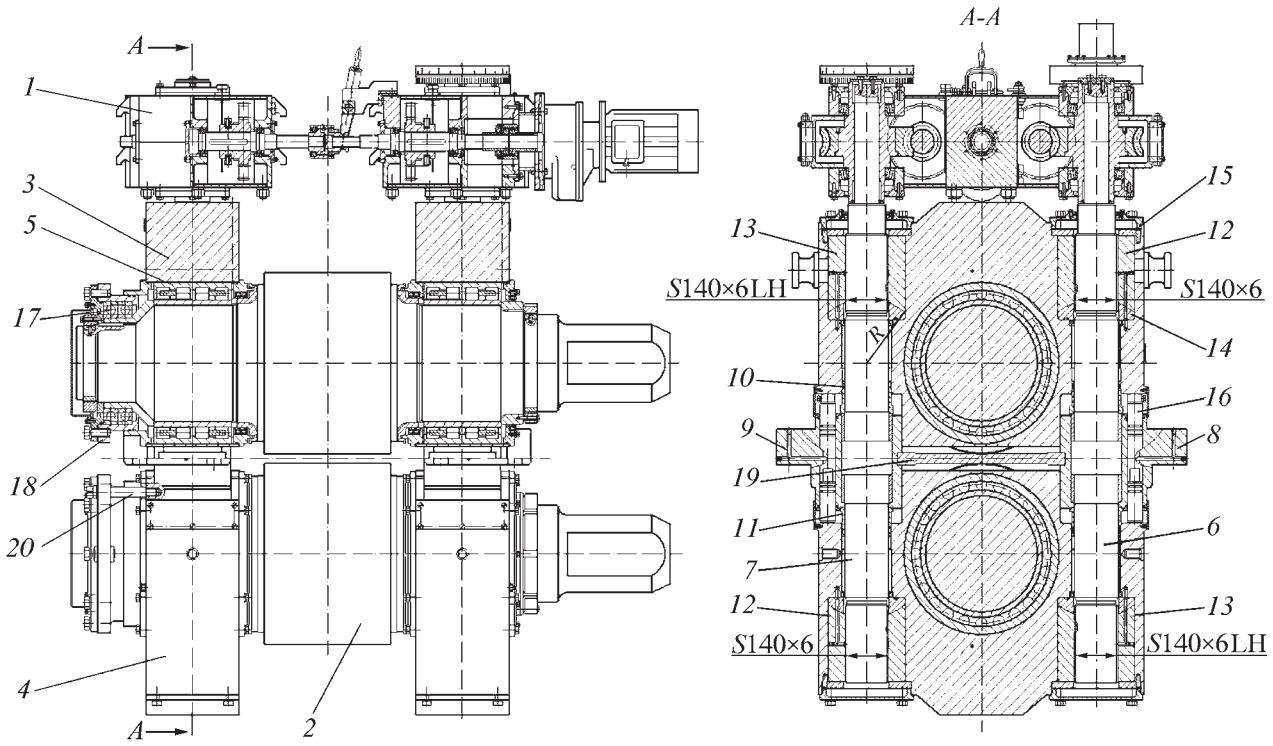


Рис. 3. Схема валкового узла бесстанинной клети стана 280 конструкции ВНИИМЕТМАШ:
1 – механизм установки раствора валков; *2* – валок; *3* – подушка верхняя; *4* – подушка нижняя; *5* – четырехрядный роликовый подшипник; *6* – винт правый; *7* – винт левый; *8* – опора правая; *9* – опора левая; *10* – стакан верхний; *11* – стакан нижний; *12* – гайка правая; *13* – гайка левая; *14* – опора сферическая; *15* – шайба-фиксатор; *16* – плунжер; *17* – радиально-упорный шарикоподшипник; *18* – корпус; *19* – калибр; *20* – фиксатор

стана построена на принципе минимального натяжения металла между клетями. Между промежуточной и чистовой группами клетей стана установлен петлерегулятор, с помощью которого можно регулировать привод чистовой группы, не "качая" приводы остальных групп.

Узел рабочих валков клети представлен на рис. 3. Рабочие валки *2* установлены в подушках *3* и *4* на четырехрядных цилиндрических роликовых подшипниках *5*. Обе пары подушек (верхняя и нижняя) собраны на винтах *6* и *7*. Винты отличаются только направлением нарезки упорной резьбы. Винты вставлены в опоры *8* и *9* и зафиксированы от осевого перемещения стаканами *10* и *11*. Винты имеют свободу вращения в опорах. На винты навернуты нажимные гайки с левой и правой резьбой *12* и *13*, на которые через сферические опоры *14* опираются подушки. Гайки от проворота относительно подушек зафиксированы специальными шайбами-фиксаторами *15*. При одновременном вращении винтов в разных направлениях гайки перемещаются вдоль винта, сводя или разводя подушки симметрично относительно уровня прокатки. Зазоры в резьбе, а также между подушками и гайками выбираются гидроцилиндрами плунжерного типа *16*, вмонтированными в опоры узла валков.

Радиальная нагрузка во время прокатки через подушки и гайки замыкается на винтах. Осевые нагрузки на каждом валке воспринимают сдвоенные радиально-упорные шарикоподшипники *17*, установленные в корпусе *18* со стороны обслуживания клети. Сам корпус фиксируется рычагами механизма осевой регулировки валков. Для синхронной работы винтов на их выходных концах смонтирован механизм установки раствора валков *1*.

Внедрение новой концепции стана в составе ЛПК позволит повысить качество выпускаемой продукции, а также даст возможность выпуска широкого сортамента по суженным допускам. При этом себестоимость 1 т продукции, произведенной на таком стане, приблизительно в 1,15 раза дешевле по сравнению с аналогичным объемом продукции, полученной традиционным способом. На снижение себестоимости оказывают влияние меньшие расходы по переделу. Таким образом, концепция "сортовой стан в составе ЛПК" является высокоэффективной для производства мелкого сорта и арматуры.

Николай Васильевич Пасечник, д-р техн. наук;
Сергей Васильевич Родинков, зав. отделением прокатных станов;
Алевтина Алексеевна Горлова, инженер

А.Г. Колесников, Ш.Т. Мечиев, И.Ю. Панова
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок

Рассмотрены преимущества многослойных, в том числе нанокомпозиционных материалов, а также технологии их производства прокаткой и горячим изостатическим прессованием.

The article considers the advantages of the multi-kayer materials including nanocomposits and the technological processes of its manufacture by rolling and hot isostatic forging.

В последние годы существенно возрос интерес к методам получения многослойных металлических заготовок. Известно, что использование слоистых материалов позволяет значительно повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких температурно-силовых нагрузок с одновременной экономией таких дорогостоящих легирующих элементов, как никель, хром, молибден, титан и др.

Существенным преимуществом подобных композитов является реализация в детали совокупности предельно высоких значений служебных характеристик, достижение которых при использовании монометаллических заготовок невозможно. Примерами могут служить сочетание высокой твердости и прочности при одновременно высокой вязкости разрушения в режущем инструменте и броневых листах, элементы трубопроводов и металлопрокат, плакированные коррозионно-стойкими металлами и сплавами.

Наряду с известным применением таких материалов, весьма интересным оказалось использование заготовок, состоящих из сотен и даже тысяч слоев разнородных металлов и сплавов. В общем случае можно выделить два основных направления, имеющих цель создать материалы с новыми свойствами. В первую очередь, это получение интерметаллических соединений температурным синтезом многослойных заготовок, имеющих состав, близкий стехиометрическому. Во-вторых, создание многослойных заготовок с толщиной слоев менее 100 нм в целях получения материала с особыми свойствами.

Второе направление может оказаться перспективным для разработки технологии получения массивных заготовок с наноразмерной структурой на основе промышленно выпускаемых металлов и сплавов.

Необходимость разработки нано- или ультрадисперсных материалов определяется особенностью их физико-химических свойств, позволяющих достигать новые свойства для использования на практике. Первые исследования наноматериалов показали, что в них изменяются по сравнению с обычными материалами такие фундаментальные характеристики, как удельная теплоемкость, модуль упругости, коэффициент диффузии, магнитные и другие физико-механические свойства. Например, уменьшение размера зерна металла от 10 мкм до 10 нм дает повышение прочности примерно в 30 раз.

Вместе с тем существующим методам получения наноматериалов присущи определенные трудности, поэтому разработка новых технологий, особенно в области создания объемных наноматериалов, является актуальной.

Существует множество различных способов получения слоистых композиционных материалов [1]; наиболее технологичным в принятой классификации процессов является способ формирования соединений между слоями в процессе прокатки. Для этого используют горячую пакетную прокатку, при которой исходные листы соединяемых металлов помещают в металлические пакеты, которые вакуумируют, герметизируют, нагревают в атмосферной печи до температуры прокатки, как правило, составляющей 1100...1200 °С, а затем прокатывают.

Качество композита во многом определяется чистотой поверхности, герметичностью пакетов при нагреве и прокатке, а также химическим составом исходных металлов. Важным этапом сложного технологического маршрута является получение компактной многослойной заготовки, годной для последующего передела. Перспективным является применение на этом этапе метода горячего изостатического прессования (ГИП).

Соединение разнородных металлов в процессе ГИП обеспечивает следующие преимущества [2]:

– соединение осуществляется не только по плоским, но и по любым криволинейным поверхностям, в том числе в сквозных и глухих отверстиях;

– не требуется точной подгонки соединяемых элементов как при пайке; зазор между сопрягаемыми поверхностями может находиться в пределах 0,4...3,0 мм;

– формирование равнопрочного соединения с регулируемой шириной диффузионной зоны, при этом переход от одного сплава к другому осуществляется

через непрерывный ряд сплавов с промежуточным химическим составом;

– полное отсутствие пор, рыхлот и других несплошностей в зоне соединения;

– заваривание дефектов несплошностей в соединяемых элементах;

– соединение деформируемых, литейных и порошковых сплавов в любой комбинации, титановых сплавов со сталями и сплавами на других основах;

– соединение литейных никелевых сплавов направленной кристаллизации или монокристальных с порошковыми и деформируемыми сплавами.

Применение ГИП для получения композиционных многослойных заготовок из разнородных сталей и сплавов практически ничем не ограничивают число слоев, их толщину и взаимное расположение, а также используемые для них материалы.

Технологический процесс производства композиционных многослойных материалов состоит из следующих операций:

1) изготовления карточек требуемого размера из листа или ленты;

2) изготовления элементов капсул;

3) сварки элементов капсул и их вакуумного отжига;

4) активации поверхности карточек, установки их в капсуле;

5) вакуумирования, дегазации и герметизации капсул;

6) горячего изостатического прессования;

7) горячей и холодной прокатки;

8) термической обработки.

Технологический процесс прост, экономичен и позволяет получать компактные заготовки из любого числа металлов и слоев массой до 1 т. Для получения композиционных металлов могут быть с равным успехом использованы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы. При этом число слоев в заготовке может составлять от 2 до 10 000 при толщине листа 0,5...40 мм.

Одним из подходов, использованных ранее для получения объемных нанокристаллических материалов, является метод многократной прокатки, опробованный авторами работ [3–5] и развитый М.И. Карповым с сотрудниками [6–8]. Ими были проведены эксперименты по получению и исследованию структуры и свойств многослойных композитов, состоящих из чередующихся слоев металлов, обладающих минимальной растворимостью друг в друге. Эта особенность позволила авторам получить слоистую структуру заготовки с размерами слоев менее 100 нм.

Полный технологический цикл получения заготовок с наноразмерной структурой состоял из повторяющихся операций:

– сборка пакета из определенного числа пластин толщиной 0,35...1 мм;

– горячая прокатка пакета в вакууме;

– холодная прокатка на воздухе до толщины, равной первоначальной толщине одной исходной пластины, составляющей композит.

Во втором и последующих циклах сборка пакетов происходила из пластин, являющихся продуктом предыдущего цикла.

Прокатку заготовки проводили при температуре 750...800 °С в два прохода с суммарным обжатием 40...50 %. Дальнейшую раскатку образцов проводили при комнатной температуре на воздухе с обжатием 10 % за проход.

Проведенные авторами работ [6–8] исследования показали принципиальную возможность применения указанного технологического цикла для получения наноструктурированных металлических заготовок.

Вместе с тем гетерогенные материалы, дающие наиболее стабильную наноструктуру, не могут стать основой для получения конструкционных материалов нового поколения.

Важной задачей, требующей серьезной проработки, является выбор материалов для получения исходных композиций многослойных заготовок, обеспечивающих формирование наноразмерной структуры в процессе дальнейшего передела.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кобелев А.Г., Лисак В.И., Чернышов В.Н. и др.** Производство слоистых композиционных материалов. М.: Интермет-Инжиниринг, 2002. 496 с.

2. **Бурмистров В.И.** Технология производства многослойных листов методом ГИП и прокатки // Технология металлов. 2005. № 5. С. 6–11.

3. **Shingu P.H., Yasuna K., Ishihara K.N., Otsuki A. and Tarauchi M.** // Mater. Sci. Forum. 1995. № 35. P. 235–238.

4. **Yasuna K., Tarauchi M., Otsuki A., Ishihara K.N. and Shingu P.H.** // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 82. P. 2435.

5. **Huang B., lshihara K.N., Shingu P.H.** Bulk nano-scale Fe/Cu multilayers produced by repeated pressing-rolling and their magnetoresistance // J. of Mat. Sci. Let. 2000. № 19. P. 1763–1765.

6. **Карпов М.И., Внуков В.И. и др.** Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев // Материаловедение. 2004. № 1. С. 48–53.

7. **Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Г., Медведь Н.В., Ходос И.И., Абросимова Г.Е.** Изменение структуры при отжиге многослойного композита Cu-Nb с нанометрической толщиной слоев // Материаловедение. 2004. № 2. С. 47–52.

8. **Карпов М.И., Внуков В.И., Медведь Н.В., Волков К.Г., Ходос И.И.** Многослойный композит Cu-Fe с нанометрической толщиной слоев // Материаловедение. 2005. № 1. С. 36–39.

Александр Григорьевич Колесников, д-р техн. наук;
Шамиль Таукаевич Мечиев, инженер;
Ирина Юрьевна Панова, инженер

А.И. Беляков, А.А. Беляков *(ОАО "Металлитмаш", г. Коломна),*
А.А. Жуков *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Изотермическая закалка чугуна с шаровидным графитом

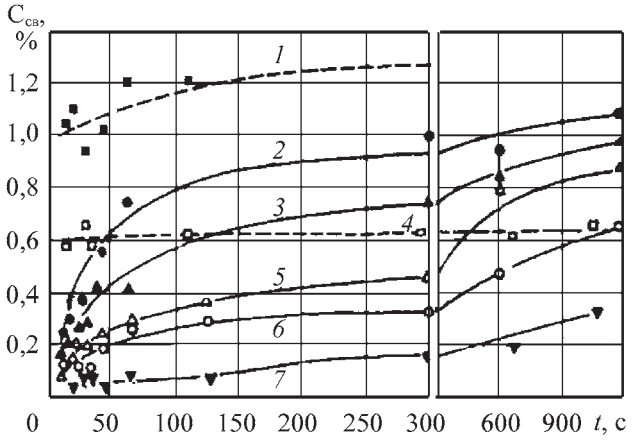
Рассмотрены вопросы изотермической закалки чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ). Приведены составы чугунов и закалочных жидкостей, определены зависимости механических свойств чугунов от режимов обработки. Предложены технологии изотермической закалки ЧШГ.

The article considers the questions of isothermal quenching of globular graphite iron. The compounds of irons and quenching liquids are discussed, dependencies of mechanical properties on the rates of thermal treatment have been defined. The technologies of isothermal treatment are offered.

Изотермическая закалка формирует бейнитные структуры металлической основы чугуна, которые обеспечивают по сравнению с другими видами закалки высокие прочностные свойства при сравнительно высокой пластичности и вязкости.

Бейнитную структуру получают изотермической закалкой, включающей аустенизацию при температуре 850...950 °С в течение 1...2 ч, закалку в соляной ванне при температуре 250...450 °С с изотермической выдержкой в течение 0,5...4,0 ч и охлаждение на воздухе.

Аустенит при температуре 450...250 °С распадается на феррит (α-фазу) и γ-аустенит с повышенным содержанием углерода. Длительная выдержка при температуре распада аустенита приводит к образованию дисперсных карбидов.



Зависимость количества связанного углерода $C_{св}$ в чугуне от времени выдержки *t* при перлитной и ферритной исходных структурах [1]:
1, *2* – *T* = 1000 °С; *3* – 950 °С; *4*, *6* – 850 °С; *5* – 900 °С; *7* – 800 °С; *сплошная линия* – феррит, *штриховая* – перлит

Распад аустенита при изотермической выдержке зависит от его состояния, т.е. от содержания углерода и химического состава чугуна.

При высокой температуре аустенизации концентрация углерода в аустените повышается и последующий распад аустенита затрудняется. Содержание углерода, растворенного в аустените, определяется длительностью выдержки при температуре аустенизации. На рисунке показано влияние температуры и времени выдержки при перлитной и ферритной исходных структурах на количество связанного углерода в чугуне.

Аустенизацию ЧШГ проводят в области "γ-фаза + графит" фазовой диаграммы. Поэтому равновесное содержание углерода в аустените для любой данной температуры аустенизации определяется максимальной растворимостью углерода в аустените. Благодаря влиянию легирующих элементов (особенно кремния) на фазовую диаграмму Fe–C, содержание углерода в аустените зависит как от температуры аустенизации, так и от состава. Увеличение количества кремния снижает максимальную растворимость углерода в аустените при данной температуре аустенизации.

Количество углерода в аустените в зависимости от температуры аустенизации и содержания кремния можно приблизительно определить из выражения, в котором влияние легирующих элементов не учитывается:

$$C_{св} = \frac{T_A}{420} - 0{,}17\mathrm{Si} - 0{,}95, \qquad (1)$$

1. Содержание $C_{св}$ в аустените в зависимости от T_A и содержания Si, % мас.

T_A, °C	Содержание Si, % мас.				
	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8
850	0,73	0,70	0,67	0,63	0,60
875	0,79	0,76	0,73	0,69	0,66
900	0,85	0,82	0,78	0,75	0,72
925	0,91	0,88	0,84	0,81	0,78
950	0,97	0,94	0,90	0,87	0,84
975	1,03	1,00	0,96	0,93	0,90
1000	1,09	1,06	1,02	0,99	0,95

где T_A – температура аустенизации, °C; Si – содержание кремния в чугуне, % мас.

Данные по зависимости между содержанием углерода в аустените, содержанием кремния и температурой приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что для ЧШГ, содержащего 2,2...2,6 % Si, и диапазона температур аустенизации 850...950 °C, содержание углерода в аустените меняется от 0,63 до 0,94 %. Такое изменение содержания углерода в аустените оказывает сильное влияние на кинетику реакции изотермической обработки, а также на получающуюся структуру и свойства чугуна. Повышение содержания углерода в аустените сильно тормозит реакцию изотермической обработки.

Механические свойства бейнитного чугуна с шаровидным графитом (БЧШГ) зависят, в первую очередь, от температуры и продолжительности изотермической закалки.

При низких температурах изотермической закалки (250...330 °C) образуется дисперсная игольчатая структура нижнего бейнита. Такой чугун отличается высокой твердостью (до 500 HB) и прочностью (1200...1600 МПа); но его относительное удлинение не превышает 1...3 %.

Высокая температура изотермической закалки (370...450 °C) позволяет получать более грубую структуру верхнего бейнита с повышенным содержанием остаточного аустенита. При этом пониженному уровню твердости (280...320 HB) соответствуют достаточно высокие показатели прочности (900...1050 МПа) и относительного удлинения (6...12 %).

При температуре на границе перехода от верхнего к нижнему бейниту (330...370 °C) возможно образование смешанной структуры, которая обуславливает получение промежуточных свойств чугуна: прочности 950...1250 МПа и относительного удлинения 3...6 %.

Способность к изотермической обработке относится только к способности миновать перлитный участок превращения при непрерывном охлаждении и затем провести превращение при температурах бейнитной области. Требования к легирующим элементам в отношении прокаливаемости зависят от размеров сечения детали и скорости охлаждения при закалке, которая зависит от применяемой закалочной среды.

При выборе закалочной среды необходимо учитывать следующие факторы:

1) скорость, с которой отливка с определенной формой и толщиной стенки может быть охлаждена в определенной закалочной среде;

2) прокаливаемость чугуна, которая должна быть достаточной для подавления перлитного превращения во время охлаждения до температуры изотермической выдержки.

Скорость охлаждения ЧШГ в соляной ванне можно рассчитать по уравнению

$$\lg v = 9{,}41 - 1{,}56 \lg D - 2{,}54 \lg T,$$

где v – скорость охлаждения; D – диаметр цилиндра, мм; T – температуры соляной ванны, °C.

В качестве сред, в которых проводят охлаждение, используют расплавы щелочей и солей (табл. 2).

Легирующие элементы вводят в целях повышения прокаливаемости, увеличивая период устойчивости двухфазной структуры (феррит + высокоуглеродистый аустенит), подавляя перлитное превращение.

2. Состав соляных ванн для изотермической закалки и отпуска

Состав раствора солей	Температура закалки, °C	Состав раствора солей	Температура закалки, °C
$NaNO_2$	325...550	25 % KNO_3 + 75 % $NaNO_3$	380...540
$NaNO_3$	300...550	50 % $NaNO_2$ + 50 % $NaNO_3$	260...600
KNO_2	300...550	35 % NaOH + 65 % KOH	170...250
KNO_3	350...550	20 % NaOH + 80 % KOH с добавкой 6 % H_2O	120...250
45 % $NaNO_3$ + 55 % KNO_3	230...550	37 % NaOH + 63 % KOH	180...350
50 % $NaNO_2$ + 50 % KNO_2	160...550	45 % $NaNO_3$ + 27,5 % $NaNO_2$ + 27,5 % KNO_3	240...260
50 % $NaNO_2$ + 50 % KNO_3	280...550	95 % $NaNO_3$ + 5 % Na_2CO_3	380...520
45 % $NaNO_2$ + 55 % KNO_3	155...650	70 % NaNO + 15 % $NANO_3$ + + 10 % $NaNO_2$ + 5 % Na_3PO_4	280...600
50 % $NaNO_3$ + 50 % KNO_3	230...550	60 % NaOH + 15 % $NaNO_3$ + + 15 % $NaNO_2$ + 10 % Na_3PO_4	300...500

3. Содержание легирующих элементов, необходимое для обеспечения прокаливаемости БЧШГ

Толщина стенки отливки, мм	Содержание легирующих элементов, % мас., при	
	изотермической закалке в соляной ванне	охлаждении на воздухе
8	Нелегированный чугун	0,3 Mo
10	Нелегированный чугун	0,35 Mo + 1,0 Cu или 0,5 Mo
25	0,3 Mo	0,3 Mo + 1,0 Ni или 0,3 Mo + 1,5 Cu
40	0,5 Mo или 0,35 Mo + 1,0 Cu	0,5 Mo + 2,0 Ni или 0,7 Mo + 1,7 Cu или 1,0 Mo + 0,6 Mo
50	0,5 Mo + 1,0 Cu	0,5 Mo + 2,3 Ni

Примечание. Содержание основных элементов, % мас.: 3,5 Cu; 2,5 Si; 0,3 Mn.

Как правило, выбор легирующих элементов ограничивается медью, никелем, марганцем и молибденом.

Оптимальное содержание легирующих элементов в БЧШГ для обеспечения заданной прокаливаемости приведено в табл. 3.

Зависимость механических свойств и количества остаточного аустенита в БЧШГ от содержания кремния приведена в табл. 4.

Для всех видов отливок при получении бейнитной структуры содержание основных элементов должно быть следующим, % мас.: 3,2...3,6 C; 0,3...0,4 Mn; S < < 0,015; P < 0,015; Mg < 0,09. Для средних и крупных отливок повышение прокаливаемости обеспечивают введением в состав чугуна 0,8...2,5 % Ni и 0,10...0,25 % Mo.

Время выдержки $\tau_и$ БЧШГ при различном содержании марганца, необходимое для достижения оптимальных свойств, приведено в табл. 5, а при различных содержаниях марганца и кремния – в табл. 6. Содержание элементов в чугуне следующее, % мас.: 3,5 % C; 2,7 Si; 0,3 Mo; 1,0 Cu; 0,04 Mg. Режим термообработки: отжиг при 900 °C в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе. Изотермическая закалка: температура аустенитизации T_A = 900 °C; время выдержки при температуре аустенитизации τ_A = 3 ч; температура изотермической закалки $T_и$ = 360 °C; $\tau_и$ = 2 ч.

4. Зависимость механических свойств и количества остаточного аустенита БЧШГ от содержания кремния

Температура превращения $T_и$, °C	Содержание Si, % мас.	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	HB	KCV, Дж/см^2	K_{1C}, МПа·м$^{1/2}$	Количество остаточного аустенита, %
300	2,28	1460	1324	3,7	438	8,3	74,1	21,2
	2,68	1491	1331	3,8	435	8,8	79,7	24,0
	3,00	1378	1353	4,1	433	9,8	89,2	31,3
	3,30	1342	1286	2,1	425	6,2	53,3	14,3
325	2,28	1363	1229	4,1	415	8,9	74,6	22,1
	2,68	1391	1235	4,3	410	9,7	80,7	25,7
	3,00	1426	1239	4,7	408	10,5	90,1	32,3
	3,30	810	785	2,8	406	7,3	69,7	17,1
350	2,28	1204	1031	5,8	381	11,6	75,9	25,1
	2,68	1214	1042	6,1	380	12,0	88,6	31,8
	3,00	1256	1072	6,8	375	13,3	91,4	36,0
	3,30	673	647	3,0	370	8,5	K_Q=72,5	19,4
375	2,28	1109	931	8,2	349	12,9	83,4	28,8
	2,68	1163	952	8,5	345	14,7	90,9	34,6
	3,00	1043	911	8,9	332	15,9	94,1	38,2
	3,30	636	616	4,0	313	8,9	74,1	18,1
400	2,28	941	738	8,8	289	10,5	72,4	20,0
	2,68	863	724	9,0	287	9,0	72,1	20,3
	3,00	840	723	9,3	279	8,3	71,2	22,2
	3,30	628	581	4,5	257	7,0	62,5	11,1

Обозначение. K_Q – коэффициент интенсивности напряжений.

Примечания: 1. T_A = 900 °C; τ_A = 1,5 ч; $\tau_и$ = 2 ч.

2. Содержание элементов, % мас.: 3,62...3,68 C; 0,54...0,57 Cu; 0,21...0,22 Mn; 0,004...0,006 S; 0,20...0,30 Mo; 0,060...0,065 Mg.

5. Зависимость времени выдержки $\tau_и$, необходимого для достижения оптимальных свойств БЧШГ, от содержания марганца

Содержание Mn, % мас.	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\tau_и$, ч
0,02	1110	800	10,0	0,75
0,20	1070	760	8,5	1,50
0,45	1040	740	5,5	2,00
0,65	1000	680	4,5	3,00
0,90	940	560	3,0	4,00

6. Зависимость времени выдержки $\tau_и$, необходимого для получения оптимальных свойств БЧШГ, от содержания марганца и кремния

Содержание, % мас.		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\tau_и$, ч
Si	Mn				
2,15	0,03	1130	750	7,5	0,90
2,55	0,02	1110	900	9,5	0,75
2,70	0,03	1060	700	6,5	1,50
2,75	0,45	1040	740	5,5	2,00
3,50	0,40	1170	740	7,5	2,00

Авторами получены математические зависимости, определяющие влияние химического состава и режимов термической обработки на механические свойства, количество остаточного аустенита $A_{ост}$ и диаметр прокаливаемости $D_к$ БЧШГ. Адекватность полученных уравнений оценивали с помощью коэффициента корреляции r и среднеквадратичного отклонения Δ. Размерность входящих в уравнение величин: температуры T – °С; времени τ – с.

Предел прочности при разрыве, МПа:

$$\sigma_в,\ \text{МПА} = 4196{,}113 - 53{,}742\text{Mn}(4{,}584 + \text{Mn}) - 10{,}786\text{Ni}(1 + 1{,}311\text{Ni}) + 48{,}656\text{Mo}(1 - 8{,}156\text{Mo}) - 0{,}0106T_и(1130{,}77 - T_и);$$

$$r = 0{,}9698;\ \Delta = \pm 56{,}13\ \text{МПа};$$

твердость:

$$\text{HB} = 1334{,}067 - 0{,}15\text{Ni}(74{,}62 + \text{Ni}) + 2{,}828\text{Mo}(1 - 21{,}76\text{Mo}) - 5{,}113 \cdot 10^{-3} T_и(894{,}161 - T_и);$$

$$r = 0{,}9328;\ \Delta = \pm 17{,}4\ \text{HB};$$

относительное удлинение, %:

$$\delta = 103{,}3661 - 2{,}463\text{Mn}(4{,}152 - \text{Mn}) - 1{,}338\text{Mo}(1 + 5{,}53\text{Mo}) + 6{,}15 \cdot 10^{-5} T_A(2258{,}267 - T_A) + 1{,}844T_и(954{,}456 - T_и) + 7{,}822 \cdot 10^{-5}\tau_и;$$

$$r = 0{,}8555;\ \Delta = \pm 1{,}76\ \%;$$

количество остаточного аустенита, %:

$$A_{ост} = -308{,}494 - 1{,}79\text{Mn}(1 - 4{,}29\text{Mn}) + 0{,}342\text{Ni}(3{,}26 + \text{Ni}) + 1{,}107 \cdot 10^{-4} T_A(2151{,}92 - T_A) + 1{,}41 \cdot 10^{-3} T_и(792{,}97 - T_и) - 3{,}652 \cdot 10^{-4}\tau_и;$$

$$r = 0{,}9167;\ \Delta = \pm 3{,}3\ \%;$$

критический диаметр прокаливаемости, мм:

$$D_к = -433{,}41 + 5{,}785\text{C} - 19{,}29\text{Si} + 28{,}152\text{Mn} + 21{,}44\text{Ni} + 56{,}22\text{Mo} + 10{,}46\text{Cu} + 0{,}53T_A - 0{,}134T_и - 1{,}91 \cdot 10^{-4}\tau_и;$$

$$r = 0{,}9181;\ \Delta = \pm 7{,}0\ \text{мм}.$$

Содержание элементов в исследованных чугунах, % мас.: 3,2...3,8 С; 2,0...2,8 Si; 0,2...1,1 Mn; 0...1,4 Cu; 0...3,6 Ni; 0...0,7 Mo. Режимы термообработки: T_A = = 850...950 °С; τ_A = 0,5 ч; $T_и$ = 300...400 °С; $\tau_и$ = = 0,3...0,7 ч.

Анализ влияния химического состава и технологических факторов на механические свойства по полученным математическим зависимостям хорошо согласуется с литературными данными.

Изотермически закаленные чугуны имеют высокую износостойкость. Производственные испытания показали, что зубчатые колеса из изотермически закаленного ЧШГ отличаются стойкостью против схватывания образования рисок на рабочей поверхности. При применении подходящих смазок износ находится в допустимых пределах. При этом допускаются показатели твердости чугуна ниже, чем у закаленной стали. Общая твердость ЧШГ редко бывает ниже 49 HRC, причем микротвердость металлической основы составляет 57 HRC.

Наличие шаровидного графита обеспечивает улучшение условий связки, снижение износа, увеличение плавности хода зубчатых колес при больших крутящих моментах, высоких рабочих температурах и значительных нагрузках.

Зубчатые колеса из БЧШГ по сравнению с кованными и поверхностно закаленными стальными обладают следующими преимуществами:

– хорошей обрабатываемостью перед термообработкой, последующим небольшим изменением размеров во время закалки, как правило, отсутствием необходимости последующей обработки, т.е. меньшими совокупными затратами на механическую обработку;

– высоким качеством поверхности обработанных поверхностней, хорошей сопротивляемостью против образования рисок и износа;

– высокой демпфирующей способностью и плавным ходом;

7. Влияние содержания Mo и Ni на изменение размеров детали при изотермической обработке

Содержание элементов, % мас.		Увеличение размеров, мм/мм		
Mo	Ni	Длина		Диаметр
–	0,12	0,0037	0,0029	0,0023
0,27	0,51	0,0039	0,0033	0,0021
0,29	0,85	0,0039	0,0034	0,0028
0,44	0,64	0,0038	0,0032	0,0013
0,44	0,12	0,0038	0,0032	0,0013

ров отливок во время термообработки. В табл. 7 обобщенны отдельные данные об изменении размеров деталей в процессе термической обработки (выдержка при 900 °С – 1 ч, закалка при 230 °С – 4 ч) из чугуна, содержащего, % мас.: 3,6 С; 2,8 Si; 0,4 Mn и различное количество Mo и Ni.

В табл. 8 приведены механические свойства БЧШГ, регламентированные стандартами BCIRA (Великобритания), DIS (США), PrEn 190/232 (Европейский стандарт) и по данным фирмы "Мехенейт Метал Корп." (Великобритания) [2].

8. Механические свойства БЧШГ, регламентированные различными стандартами

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	σ_{-1}, МПа	$\sigma^и_{-1}$, МПа	КС, кДж/м^2	НВ
BCIRA (Великобритания)							
950/6	950...1200	–	6...12	–	–	–	–
1050/3	1050...1130	–	3...8	–	–	–	–
1200/1	1200...1300	–	1...6	–	–	–	–
DIS (США)							
ADI-1	960	550	10	–	–	1020	269...321
ADI-2	1035	690	7	–	–	880	302...363
ADI-3	1200	830	4	–	–	610	363...444
ADI-4	1310	965	1	–	–	410	388...477
ADI-5	1450	1105	–	–	–	–	418...512
ADI-6	1585	1240	–	–	–	–	444...555
Европейский стандарт PrEn 190/232							
800-8	800	500	8	–	–	–	–
1000-5	1000	700	5	–	–	–	–
1200-2	1200	850	2	–	–	–	–
1400-1	1400	110	1	–	–	–	–
Нормы фирмы "Мехенейт Метал Корп."							
K-9007	900...1100	730...900	7...18	440	270	–	280...310
K-10005	1000...1200	800...1000	5...12	466	320	–	300...350
K-12003	1200...1500	1000...1300	3...5	510	350	–	380...430

Примечание. σ_{-1} – усталостная прочность при кручении; $\sigma^и_{-1}$ – усталостная прочность при изгибе.

– коротким режимом термической обработки;

– 10%-ной экономией массы;

– меньшим, чем у стали, расходом энергии в процессе изготовления от жидкого металла до готового зубчатого колеса.

Легирующие элементы, которые присаживают для повышения закаливаемости ЧШГ, влияют как на необходимое время нагрева, так и на изменение разме-

ЛИТЕРАТУРА

1. **Rohrig K.** Zwischenstufenvergutetes Gusseisen mit Kugelgraphit // Giesserei-Praxis. 1983. № 1–2. S. 1–16.

2. **Чугун:** справ. изд. / под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук;
Алексей Алексеевич Беляков, инженер;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук

УДК 669.15: 539.12.:620.186

В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов
*(Сибирский государственный индустриальный университет,
ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат",
ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат",
Институт сильноточной электроники СО РАН)*

Физическая природа термомеханического упрочнения арматуры большого диаметра*

Приведены результаты исследования поверхности разрушения, фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметром 50 мм из стали 18Г2С, термоупрочненной с горячего проката по схеме прерванной закалки. Установлена физическая природа и закономерности изменения количественных параметров структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры по сечению арматуры.

The results of investigation of fracture surface, phase composition and defect substructure of diameter 50 mm steel 18G2S reinforcement thermostrengthed on the interrupted quenching scheme of hot rolling are presented. The physical nature and evolution dependencies of structure, phase composition and dislocation substructure quantity parameters on the reinforcement cross section have been established.

Введение

Разработка и внедрение новых ресурсосберегающих технологий, обеспечивающих повышение производительности труда и качественных показателей продукции, во многом определяют эффективное развитие отраслей промышленности.

В настоящее время при производстве строительной арматуры в металлургической промышленности активно применяют технологии принудительного охлаждения раскатов в линии сортовых станов, обеспечивающие значительное повышение прочностных свойств без использования дорогостоящих легирующих добавок [1–3].

Целенаправленное управление эксплуатационными свойствами сталей и сплавов, разработка оптимальных режимов их упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях. Для решения вышеуказанных технологических задач необходимо исследование физической природы и закономерностей формирования и эволюции структурно-фазовых состояний на различных масштабных уровнях в арматурных стержнях из низколегированных сталей при прерывистой закалке с температуры конца прокатки.

Цель исследований – установление физической природы и закономерностей формирования и эволюции на различных масштабных уровнях структурно-фазовых состояний и механических свойств термически упрочненной стальной арматуры большого диаметра.

Материал и методы исследования

Материалом исследований являлась стержневая арматура номинальным диаметром 50 мм из стали 18Г2С по ГОСТ 5781 "Сталь горячекатаная для армирования железобетонных конструкций". Прокатку арматуры проводили на сортовом стане 450. После выхода из последней клети стержни подвергали принудительному охлаждению в установках термического упрочнения (УТУ) до температур 500...600 °С, а затем доохлаждали на воздухе. Термическое упрочнение проводили по режиму прерывистой закалки [4, 5].

Измерение зеренной и субзеренной структуры стали проводили методами металлографии травленого шлифа (прибор МИМ-10) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор ЭМ-125), а поверхности разрушения – сканирующей электронной микроскопии (прибор SEM Philips 550).

Для идентификации фаз применяли дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектронограмм. Изображения тонкой структуры материала использовали для: классификации структуры по морфологическим признакам; определения размеров, объемной доли и мест локализации вторичных фаз и выделений; скалярной $\langle\rho\rangle$ и избыточной $\rho\pm$ плотности дислокаций.

Теоретическое определение параметров процесса охлаждения проводили с помощью решения тепловой краевой задачи в осесимметричном случае для расчета температурных полей по радиусу и в зависимости от времени. Использовали полуэмпирические методики расчета диаграмм изотермического распада аустенита, имеющие вид аналитических зависимостей начала и конца времени превращения от температуры для различных фазовых составляющих [6].

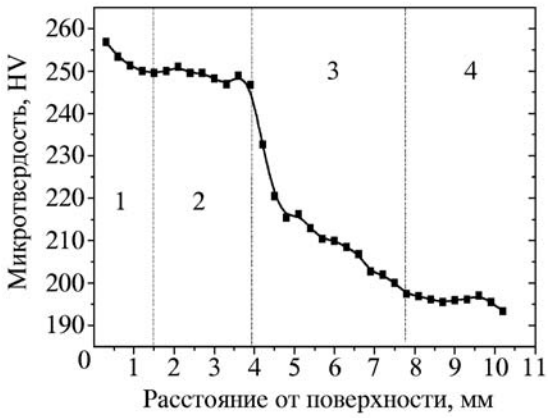
Результаты и обсуждение

Термомеханическое упрочнение арматуры приводит к существенному увеличению механических характеристик.

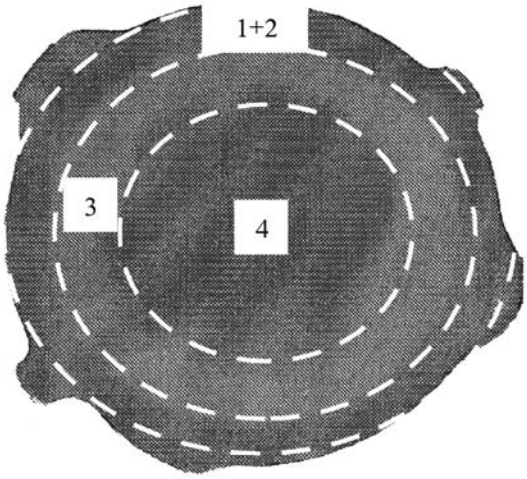
Установлено, что термоупрочнение с горячего проката по схеме прерванной закалки сопровождается формированием слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением микротвердости (рис. 1, *а*).

При построении профиля микротвердости выделены четыре слоя: поверхностный (см. рис. 1, *а*, слой 1), промежуточный (слой 2), переходный (слой 3) и приосевой (слой 4). Слоистое строение арматуры проявляется на различных структурно-мас-

* Работа отмечена премией Правительства РФ в области науки и техники 2006 г. Авторы О.Ю. Ефимов и А.Б. Юрьев – лауреаты этой премии.



а)



б)

Рис. 1. Зависимость микротвердости (нагрузка на индентор ~1 Н) от расстояния до центра арматурного стержня диаметром 50 мм (*а*); зонное строение арматурного стержня (металлография травленого шлифа) (*б*):
1 – поверхностный слой; 2 – промежуточный; 3 – переходный; 4 – осевой

штабных уровнях: макро- (образец в целом), мезо- (зеренно-субзеренный ансамбль) и микро- (карбидная подсистема) уровнях. На макромасштабном уровне анализа структуры, выполненном методами металлографии на поперечном сечении прутка, слоевое строение проявляется в виде концентрических зон различной травимости (рис. 1, *б*).

Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что поверхность разрушения поверхностной зоны имеет характерное "чашечное" строение со средним размером фасеток 3...5 мкм, что существенно меньше, чем средний размер зерен данного слоя (рис. 2, *а*). Можно ожидать, что данные размеры соответствуют средним размерам пакетов кристаллов мартенсита закаленной стали. В отдельных случаях выявляется более дисперсный уровень структуры поверхности разрушения, размеры которого изменяются от 0,3 до 1,0 мкм, что, по всей видимости, соответствует размерам отдельных кристаллов мартенсита и субзерен.

Отличительной особенностью поверхности разрушения переходного слоя является высокая размерная неоднородность фасеток скола, величина которых изменяется от долей до единиц микрометра (рис. 2, *б*). Данные факты свидетельствуют о высоком уровне разнообразия элементов дефектной субструктуры, формирующих данный слой прутка по сравнению с приповерхностным слоем.

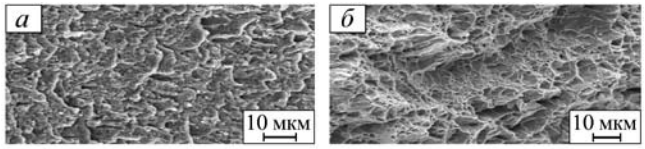


Рис. 2. Фрактография поверхности разрушения приповерхностного (*а*) и переходного (*б*) слоев термоупрочненного арматурного прутка диаметром 50 мм

Поверхность разрушения центральной части прутка имеет "чашечное" строение, однако в отличие от приповерхностного слоя характеризуется наличием некоторого количества микропор, размеры которых достигают ~5 мкм. Одной из причин формирования микропор является разрушение субмикронных частиц карбидной фазы, присутствующих в данном объеме материала.

Закономерное изменение профиля микротвердости (см. рис. 1, *а*), формирование колец различной травимости (см. рис. 1, *б*), особенности строения поверхности разрушения (см. рис. 2) обусловлены структурно-фазовым состоянием арматурного стержня, которое задается режимом термического упрочнения.

Методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг выявлено, что в результате принудительного охлаждения в потоке воды вследствие соответствующего изменения механизма полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения стали в приповерхностном слое, обладающем максимальной микротвердостью, формируется преимущественно структура мартенсита отпуска (рис. 3, *а*); структурно-фазовое состояние переходного слоя представлено субзернами и зернами феррита изотропной и анизотропной форм, зернами перлита пластинчатой морфологии и "псевдоперлита", кристаллами бейнита, пластинами видманштеттова феррита (рис. 3, *б*); центральная зона сформирована преимущественно зернами перлита пластинчатой морфологии (рис. 3, *в*) и зернами структурно свободного феррита (рис. 3, *г*).

Относительное содержание P_V данных типов структуры закономерным образом изменяется по мере удаления от поверхности x арматурного стержня (рис. 4). Дефектная субструктура выявленных типов структуры закономерным образом зависит от глубины расположения анализируемого слоя прутка.

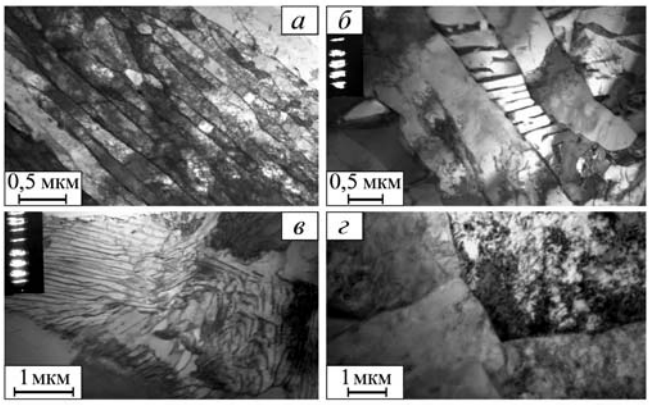


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся в арматуре диаметра 50 мм, подвергнутой термоупрочнению с горячего проката

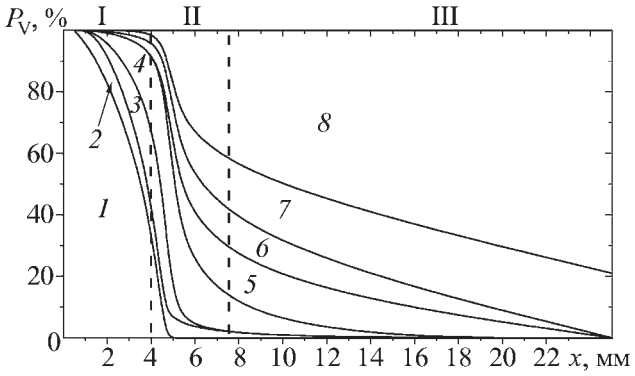


Рис. 4. Диаграмма структур, формирующихся в упрочненном арматурном прутке:
1 – область мартенсита отпуска; *2* – бейнита; *3* – субзерен анизотропных; *4* – субзерен изотропных; *5* – видманштеттова феррита; *6* – "псевдоперлита"; *7* – перлита пластинчатого; *8* – зерен феррита; I – поверхностная зона; II – переходная зона; III – центральная зона

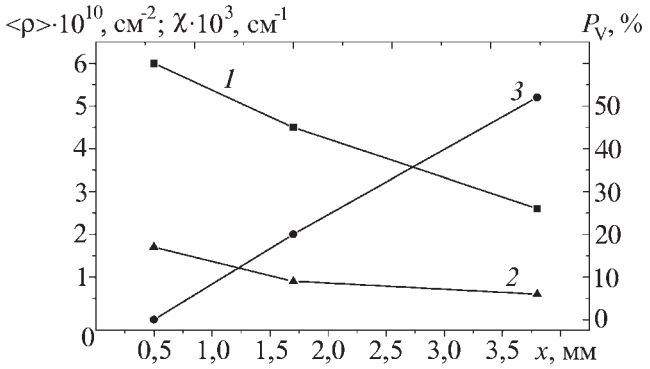


Рис. 5. Зависимость скалярной плотности дислокаций <ρ> (*1*), кривизны-кручения кристаллической решетки феррита χ (*2*) и относительного содержания субзерен P_V (*3*) от расстояния до поверхности арматурного стержня *X*

Наиболее отчетливо это выявляется при анализе поверхностной зоны прутка, в пределах которой формируется структура, образовавшаяся преимущественно по механизму сдвигового (мартенситного) $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. Последующий отогрев прутка вследствие внутреннего тепла металла привел к отпуску мартенсита. Последнее сопровождалось протеканием следующих процессов.

Во-первых, релаксацией дислокационной субструктуры, скалярная плотность дислокаций которой уменьшилась до $\langle\rho\rangle \sim 2{,}6 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ (в закаленном состоянии скалярная плотность дислокаций в кристаллах пакетного мартенсита составляет $\langle\rho\rangle \sim 1 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$) (рис. 5, кривая *1*). Во-вторых, снижением амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки феррита (рис. 5, кривая *2*).

В-третьих, перераспределение дислокаций с образованием ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктуры. В-четвертых, разрушением кристаллов мартенсита с образованием субзеренной структуры. По мере удаления от поверхности охлаждения относительное содержание субзеренной структуры увеличивается (рис. 5, кривая *3*). В-пятых, распадом пересыщенного твердого раствора углерода в кристаллической решетке на основе α-железа.

В результате этого в структуре стали фиксируется образование частиц цементита. Размеры частиц, расположенных на границах зерен феррита, изменяются в пределах 65...150 нм; на границах субзерен – от 50 до 210 нм; на границах кристаллов мартенсита – 50...60 нм; в объеме кристаллов – 30...40 нм.

Таким образом, в условиях прерывистой закалки в сечении арматуры из стали 18Г2С действуют различные механизмы полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения, в результате чего в приповерхностном слое формируется преимущественно структура мартенсита отпуска; структурно-фазовое состояние переходного слоя представлено субзернами и зернами феррита изотропной и анизотропной форм, зернами перлита пластинчатой морфологии и "псевдоперлита", кристаллами бейнита, пластинами видманштеттова феррита, относительное содержание которых существенным образом зависит от расстояния анализируемого слоя до поверхности охлаждения; центральная зона сформирована преимущественно зернами структурно свободного феррита и зернами перлита пластинчатой морфологии.

Воздействие сохраненного арматурным стержнем тепла приводит: к перестройке дислокационной субструктуры и частичной аннигиляции дислокаций, снижению величины кривизны-кручения кристаллической решетки феррита, формированию субзерен и зерен рекристаллизации; к обеднению твердого раствора на основе α-железа атомами углерода; к выделению частиц цементита, морфология и средние размеры которых зависят от типа структуры и вида структурного дефекта, на котором они образуются, расстояния анализируемого слоя до поверхности прутка.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Юрьев А.Б., Кузнецов И.С., Сапрыкин В.А. и др.** Оптимизация температуры нагрева слитков перед прокаткой на обжимном и непрерывно-заготовочном станах // Производство проката. 2000. № 10. С. 9–11.

2. **Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю. и др.** Структура термически упрочненной стержневой арматуры // Технология металлов. 2005. № 9. С. 5–7.

3. **Чинокалов В.Я., Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю. и др.** Прочность структурных слоев в сечении термически упрочненной арматуры // Технология металлов. 2005. № 10. С. 15–18.

4. **Юрьев А.Б.** Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков. Новосибирск: Наука. 2006. 226 с.

5. **Чинокалов В.Я., Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю. и др.** Оптимальные режимы упрочнения арматуры класса А500С после прокатки с повышенной скоростью // Сталь. 2003. № 1. С. 94–96.

6. **Сарычев В.Д., Юрьев А.Б., Громов В.Е.** Моделирование на ЭВМ процессов превращений аустенита в сталях при прерывистом охлаждении арматуры большого диаметра // Известия вузов. Черная металлургия. 2003. № 6. С. 30–33.

Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук;
Олег Юрьевич Ефимов, канд. техн. наук;
Алексей Борисович Юрьев, канд. техн. наук;
Сергей Валерьевич Коновалов, канд. техн. наук;
Юрий Федорович Иванов, д-р физ.-мат. наук

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2007 г.

Татарских Б.Я. Организационно-экономические вопросы развития заготовительных производств в машиностроении . . . № 2

Литейное и сварочное производства

Балабанов А.Н. Технологичность сварных и паяных соединений . . . № 2
Балановский А.Е. Плазменные технологии в промышленности: состояние и перспективы . . . № 6, 9
Беляков А.И. Влияние легирования и режимов термической обработки на получение бейнитной структуры чугуна с шаровидным графитом . . . № 8
Беляков А.И., Беляков А.А., Жуков А.А. Модификаторы для получения чугуна с шаровидным графитом . . . № 3
Беляков А.И., Маццарелли Д., Беляков А.А., Жуков А.А. Противопригарные покрытия для форм и стержней, применяемые при изготовлении отливок из чугуна . . . № 5
Блинников А.Е. Применение нейронных сетей в решении задач оптимизации проектирования технологических процессов и оборудовании литейного производства . . . № 11
Боков А.А., Кроль Б.О., Раздин В.Н., Теренков Г.С. Машина сварки трением . . . № 9
Болдырев Д.А., Давыдов С.В., Сканцев В.М. Экономическая оценка эффективности внедрения новых модификаторов в чугунолитейном производстве . . . № 9
Грушко О.Е., Гуреева М.А., Овчинников В.В., Шамрай В.Ф., Гуменников А.Н. Свариваемость и механические свойства холоднокатаных листов сплава системы Al–Mn . . . № 3
Гущин В.Н., Сивков В.Л., Китаев Е.М. Повышение качества исходных литых заготовок для ковки и прокатки . . . № 7
Давыдов С.В., Панов А.Г. Тенденции развития модификаторов для чугуна и стали . . . № 1
Десницкий В.В., Ольховик Е.О., Молчанюк Р.А. Исследование деформационно-прочностных характеристик материалов формы при затвердевании металла . . . № 1
Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Ерёмин А.Е. Влияние металлургической чистоты никелевого сплава на свойства отливок, полученных литейными электрошлаковыми технологиями . . . № 12
Жуков А.А. 50 лет кафедре "Металловедение, литье и сварка" Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева . . . № 8
Иванов С.Я., Рыбкин В.А. Особенности изготовления ювелирных отливок . . . № 6
Изделия огнеупорные для сифонной разливки стали. Технические условия по ГОСТ 11586–2005 . . . № 4
Казаков Ю.Н., Хорев В.В., Казинский А.А., Петросян С.М. Безотходная обработка металла резанием при наплавке . . . № 4
Карабанов В.В. Некапиллярная пайка – новый этап развития теории и практики паяльного производства . . . № 10
Кимстач Г.М. Синтетический чугун . . . № 12
Конищев Б.П. Характеристика электродов с различными покрытиями для ручной дуговой сварки сталей и сплавов . № 7
Кононенко В.К. Формирование структуры и свойств сплавов при затвердевании . . . № 8
Котельников В.И., Абдуллаев Ш.Р. Обработка сварных деталей резанием с нагревом, совмещенным с поверхностно-пластическим деформированием . . . № 7
Крайнев А.Ф. Техника литейного производства (в историческом и логическом развитии) (2-я и 3-я полосы обложки) . . . № 11, 12
Кульбовский И.К., Поддубный А.Н., Богданов Р.А., Булдин С.В. Влияние химического состава на свойства и структуру высокопрочного чугуна . . . № 5
Ларионов А.Я. Физико-химические исследования процессов кристаллизации и модифицирования отливок . . . № 8
Леушин И.О., Беляев С.В., Крюкова И.С., Калистов С.В. Применение отходов гальванического производства в составе противопригарных красок . . . № 7
Лымарев Г.И., Поляков А.Н., Копышев Ю.М., Петрова Е.В. Производственный опыт и особенности использования электронно-лучевой сварки для изготовления деталей и узлов газотурбинных двигателей . . . № 8
Маццарелли Джованни, Маццарелли Джузеппе, Беляков А.И., Сайфаев А.Г., Беляков А.А. Литейное производство ООО "Металлитмаш" . . . № 10
Михайлов Д.П., Романов Л.М. Расчет шихты на единицу массы расплава заданного состава . . . № 3
Павлов А.С. Влияние параметров режима многослойной электронно-лучевой сварки на качество шва . . . № 7
Покровский Ю.К., Пызин С.В., Ерохина В.И., Лебедев А.В., Богданов Р.А. Управление структурой высококачественных чугунов с пластинчатым графитом в крупногабаритных отливках . . . № 12
Рязанцев В.И. Сварка литейных магниевых сплавов . . . № 5
Семёнов В.И. Зарождение кристаллической фазы при затвердевании металлов . . . № 9
Семёнов В.И. Ключевые факторы адаптации дендритной структуры отливок к однонаправленному теплоотводу . . . № 10
Семёнов В.И. Самопроизвольная кристаллизация и модифицирование структуры отливок . . . № 11
Семёнов М.В., Точилкин В.В. Система распределения потоков стали пятиручьевого промежуточного ковша МНЛЗ . . . № 2

Создание дробеметного оборудования на ООО "Завод "Амурлитмаш" . . . . . № 10
Сплавы магниевые литейные по ГОСТ 2856–79. . . . . № 6
Условные изображения и обозначения швов сварных соединений по ГОСТ 2.312–72 в ред. 2001 г. . . . . № 1
Феклистов С.И. Оценка структурного состава сварных соединений коррозионно-стойких сталей с помощью статистического термодинамического анализа . . . . . № 12
Филинков М.Д., Шестопалов И.С. Изготовление отливок из РЗМ-чугуна в силовом центробежном поле . . . № 2
Чернышов Е.А. Отливки из антифрикционного чугуна . . . . № 1
Чернышов Е.А. Литейные конструкционные легированные стали и их зарубежные аналоги. . . . . № 5
Чернышов Е.А. Литейные конструкционные нелегированные стали и их зарубежные аналоги. . . . . № 3
Шатульский А.А., Изотов В.А., Акутин А.А., Равочкин А.С., Чибирнова Ю.В. Моделирование процесса заполнения формы расплавом. . . . . № 8
Шатульский А.А., Чибирнова Ю.В. Методика выбора оптимальных параметров литья лопаток. . . . . № 4
Яцзян Ли, Пучков Ю.А., Пэн Лю. Диффузионная сварка магния с алюминием (структура и фазовый состав переходной зоны) . . . . . № 11

Кузнечно-штамповочное производство

Абрамова Н.Б., Григорьев Д.С. Нагрев заготовок из меди для ковки труб протяжкой на оправке. . . . . № 6
Галкин В.В., Дубинский В.Н., Коровин В.А., Поздышев А.И. Изготовление чугунных поковок круглой формы методом горячей объемной штамповки в открытом штампе на кривошипном горячештамповочном прессе . . . № 2
Галкин В.В., Кошелев О.С., Пачурин Г.В., Белкин А.С. Циклическая долговечность листовых деталей из титановых сплавов ВТ20 и ОТ4-1. . . . . № 3
Галкин В.В., Кошелев О.С., Хохлов Е.Н. Оценка технологичности высадки стержневых крепежных изделий с наружным волнистым профилем головки типа "TORX" . . . . . № 7
Гафуров Р.М., Климычев С.Б., Владимирский В.К. Развитие технологии холодной объемной штамповки на ОАО "ГАЗ" . . . . . № 2
Горьков М.А., Власов А.В. Гибка малопластичных металлов на малый радиус. . . . . № 6
Дёмин В.А., Шестаков Н.А., Субич В.Н. Осадка заготовок в оболочках. . . . . № 10
Евдокимов А.К., Назаров А.В. Учет противодавления при обратном выдавливании с активными силами трения. . . . . № 11
Ефимов Н.А., Ефимов Е.А. Плосткостность листовых деталей, штампуемых полиуретаном в открытом объеме. . № 12
Илинич А.М., Головащенко С.Ф. Влияние технологических параметров обрезки на предельную деформацию удлинения высокопрочных листовых двухфазных сталей. . № 6
К 100-летию со дня рождения И.В. Климова . . . . . № 2
Климычев С.Б., Веденеев С.Л., Захаров Д.Г., Красиловский Д.М. Развитие гибких технологий мелкосерийного штамповочного производства на ОАО "ГАЗ". . . . . № 3
Климычев С.Б., Захаров Д.Г., Афанасьев А.А. Повышение эффективности листовой штамповки с применением средств математического моделирования на ОАО "ГАЗ" . . . . . № 2
Ковалёв В.Г., Рыбаков А.В. Автоматизация проектирования технологических процессов листовой штамповки:
Часть 1. Основы создания САПР. . . . . № 4, 6
Часть 2. Примеры проектирования. . . . . № 9
Кокорин В.Н. Прессование полидискретных кластерных тел с различным состоянием фаз в технологических процессах утилизации тонкодисперсных порошковых отходов черной металлургии . . . . . № 5
Коломенский Л.Н., Новаев В.В., Потапова А.Н., Попов С.Г. Модернизация прессов, изготовленных по лицензии японской фирмы "Аида" . . . . . № 2
Леванов А.Н. Общие закономерности и полезные эффекты контактного трения в процессах обработки металлов давлением . . . . . № 10
Леванов А.Н. Совершенствование процессов обработки металлов давлением на основе использования активного действия сил контактного трения. . . . . № 12
Леванов А.Н., Вичужанин Д.И. Самокомпенсирующиеся штампы для закрытой объемной штамповки . . . . . № 11
Мамаев В.Б. Влияние формы осесимметричных штампуемых заготовок на материало- и энергозатраты при штамповке в открытых штампах . . . . . № 10
Мамаев В.Б. Расчет контура свободной поверхности в процессах осадки и центрирование заготовки в ручьях штампов . . . . . № 8
Мурасов А.Ш., Титов Ю.А., Никитенко В.М., Титов А.Ю. Прогрессивные технологии штамповки деталей с отверстием в донной части с использованием вытяжки и отбортовки . . . . . № 5
Петров Н.В., Злобин С.Н. Математическая модель процессов в кривошипном прессе с гидродемпфером . . . . № 9
Пилипенко О.В. Обжим и раздача трубных заготовок из анизотропных материалов. . . . . № 11
Плаксин А.В., Каплунов Б.Г. Ресурсосберегающая технология штамповки фланцев . . . . . № 12
Покрас И.Б., Габдрахманов И.Н. Моделирование пластического формоизменения поковок при штамповке на молотах. . . . . № 11
Попов И.П., Маслов В.Д., Николенко К.А. Формообразование тонкостенных крутоизогнутых отводов в жестких инструментальных штампах. . . . . № 1
Рожков И.И., Васильев В.А. Исследование действующих технологических процессов изготовления детали вал-шестерня в целях выявления возможных дефектов термообработки и обработки давлением. . . . . № 7
Семёнов И.Е., Иванов А.В. Сравнение аналитических и численных методов расчета технологических параметров процесса обратного выдавливания коробчатых деталей . . . . . № 12
Скоробогатов А.О. Инструментальный магазин для глубокой вытяжки оболочек на кривошипных прессах . . . . . № 1
Сулейманов Р.М., Богодухов С.И. Алгоритмизация проектирования стальной штампованной поковки в автоматизированном машиностроении . . . . . № 4
Таловеров В.Н., Лукс Р.К. Совершенствование виброизолирующего устройства ковочного молота . . . . . № 5
Терентьев Г.П., Голышков Р.А. Экспериментальные исследования давлений и сил при штамповке колесных заготовок на формовочном прессе 100 МН . . . . . № 7

Ткачёв И.В. Влияние формы потери устойчивости заготовок на технологические возможности гибки на валковых машинах . . . . . № 9
Хвостовики вильчатые для штампов листовой штамповки. Конструкция и размеры по ГОСТ 16721–71 . . . . . № 4
Яковченко А.В., Голышков Р.А., Терентьев Г.П., Снитко С.А., Ивлева Н.И. Компьютерное проектирование калибровок для штамповки колесных заготовок. . . . № 7

Прокатно-волочильное производство

Арсентьева Н.С., Железняк Л.М., Снигирев А.И., Кузьмина Е.В., Марущак Л.Н., Глухова О.Л. Производство на ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" проволоки и полос для электронагревательных устройств . . . . . № 8
Арсентьева Н.С., Железняк Л.М., Боков Н.Ф., Дашкевич О.Н., Кузьмина Е.В., Глухова О.Л. Изготовление нестандартных полос из электротехнической меди в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" . . . . . № 10
Арсентьева Н.С., Железняк Л.М., Снигирев А.И., Кузьмина Е.В., Глухова О.Л. Освоение производства бронзовых полуфабрикатов широкого сортамента для машиностроения на ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" . . . . . № 6
Галкин В.В., Михаленко Ф.П., Бугров Ю.В., Уланов П.В. Качество рессорного листа из стали 50ХГФА, прокатанного на клин . . . . . № 11
Галкин В.В., Кошелев О.С., Уланов П.В., Лаврентьев А.Ф. Исследование неравномерности деформации в заготовке прямоугольного сечения, прокатанной на клин . . . . . № 1
Гущин В.Н., Ульянов В.А., Сивков В.Л. Качество непрерывнолитых заготовок под прокатку при использовании виброхолодильников . . . . . № 7
Коваль Г.И., Дрёмин В.Г., Плюснина Т.Г. Технологии и оборудование для малотоннажного производства сортового проката . . . . . № 12
Колесников А.Г., Максаков А.В., Ананян А.С. Восстановление медного контактного провода способом прокатки–распрессовки–прессования . . . . . № 2
Покрас И.Б., Кулаков К.В. Исследование течения вязкопластической смазки на входе в очаг деформации при волочении. . . . . № 4
Сафьянов А.В., Тазетдинов В.И., Вольберг И.И., Дановский Н.Г., Смирнов В.Г., Никитин К.Н. Новые направления в технологии производства труб из коррозионностойких труднодеформируемых сталей и сплавов . . . . . № 3
Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Динамическое моделирование процесса локальной гибкиформовки для технологий производства покрытий для крыш. . . . . № 10
Сёмин П.В., Сёмин В.А., Лисунец Н.Л. Влияние частоты вращения заготовки и инструмента на процесс раскатки дисков в изотермических условиях . . . . . № 9
Филимонов С.В., Лапшин В.И., Филимонов В.И., Филимонов А.В. Технология изготовления полузакрытых профилей в роликах методом интенсивного деформирования . . . . . № 5
Шеногин В.П., Покрас И.Б., Тепин Н.В., Храбров В.А., Чучалов М.В. Исследование области внеконтактных деформаций при производстве гнутых гофрированных профилей . . . . . № 6
Шеногин В.П., Тепин Н.В., Храбров В.А., Постнов А.С. Методика расчета технологических параметров при профилировании . . . . . № 4

Материаловедение и новые материалы

Алешина Е.А., Иванов Ю.Ф., Колубаев А.В., Сизова О.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. Особенности формирования структуры и фазового состава поверхности стали Гадфильда при трении. . . . . № 6
Боднарчук Д.А., Уваров В.В., Дроздов И.А. Кинетика движения межфазных границ при легировании расплавов алюминия порошками переходных металлов . . . . . № 4
Воздвиженский В.М., Шатульский А.А., Шаповалова М.А. Классификация легирующих элементов и расчет количества γ'-фазы в жаропрочных никелевых сплавах . . . . . № 8
Гуревич Ю.Г. Использование отходов серого чугуна для производства износостойкого композиционного материала . . . . . № 9
Дружилов А.С., Коновалов С.В., Филипьев Р.А., Громов В.Е. Исследовательский комплекс изучения ползучести . . . . . № 2
Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний по ГОСТ 9.913–90 . . . . . № 9
Иринин А.М. Влияние малых добавок магния на свойства жаропрочных сплавов и сталей . . . . . № 11
Качалин Н.И., Белов В.Ю., Тихий Г.А., Малинов В.И., Негореев В.И., Баранов Г.В., Морозов Ю.В. Псевдосплав вольфрам–медь в качестве дугогасительных контактов для современных элегазовых выключателей . . . № 1
Курганова Ю.А. Повышение механических свойств дискретно-армированных композиционных материалов с алюминиевой матрицей . . . . . № 5
Леушин И.О., Родюшкин М.В., Калистов С.В. Оценка однородности структуры чугуна методом акустического зондирования . . . . . № 7
Макаренко А.Г., Самборук А.А., Ермошкин А.А., Борисенкова Е.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез карбида и нитрида титана из гранулированной шихты . . . . . № 3
Муратов В.С., Святкин А.В. Совершенствование технологии изготовления прутков из латуни типа ЛМцА . . . . . № 2
Новикова О.В., Кочетков В.А., Виноградов А.И., Жуков А.А., Тихонов А.А., Маринин С.Ф. Применение газоизостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У . . . . . № 8
Петраков О.В., Поддубный А.Н., Тупатилов Е.А. Влияние содержания хрома на структуру белых легированных чугунов в биметаллических отливках . . . . . № 6
Потапов А.И. Использование холодных слитков для производства поковок. . . . . № 4
Решенкин А.С., Шаповалов А.П. Статистическая оценка параметров микроструктуры конструкционных сталей . . . № 1
Руднева В.В. Композиционные покрытия с наноразмерным карбидом кремния: электроосаждение, свойства, применение . . . . . № 5

Руднева В.В. Развитие теории и освоение нанотехнологии плазмометаллургического производства карбида кремния для гальванотехники . . . № 3
Семенцев А.М. Лазерная обработка высокоуглеродистых сталей . . . № 4
Скуднов В.А. Закономерности абразивной износостойкости металлов . . . № 7
Тарасов А.Н., Панфилов В.А., Павловский Н.Р. Технология вакуумной закалки специального инструмента и оснастки в электроприборостроении . . . № 12
Токарев В.А. Обработка изображений дефектов отливок с помощью растрового редактора . . . № 8
Филлипов А.А., Пачурин Г.В. Температура изотермической закалки калиброванного проката из стали 40Х под холодную высадку . . . № 10
Фокин Б.В. Фрактография и прочность керамики на основе нитрида кремния . . . № 10
Чубов А.А., Жуков А.А., Вишняков В.А. Металлографический анализ сплавов с помощью программы-анализатора MetAn на основе контурно-структурной сегментации . . . № 8

Информация

Абрамова Н.Б., Аптекарева О.Н. Разработка технологии изготовления заготовок для медных стенок кристаллизаторов МНЛЗ . . . № 3
Барсегян А.А. Способ литья с помощью локального вакуумирования форм, стержней и устройство для его осуществления. Патент на изобретение № 2278763 . . . № 11
Богданов Э.Ф. О штамповке с упорами поковок на кривошипных горячештамповочных прессах . . . № 12
Вредные вещества. Классификация и общие требования безопасности по ГОСТ 12.1.007–76 . . . № 11
Гаврилов Г.Н., Сорокин В.К., Колосова Т.М. Производство заготовок инструментов для алмазно-абразивной резки . . . № 7
Гореликов В.Н., Коденцев С.Н., Сухочева Е.Г. Упрочнение винтовых поверхностей фасонных деталей комбинированной обработкой . . . № 4
Гришина Е.Н. Российский рынок металлов 2006: проблемы роста . . . № 7
Гуревич Ю.Г. Определение содержания азота в жидкой титансодержащей стали . . . № 11
Давыдов Н.И. Медно-литейная пластика XIX века . . . № 10
Дурандин М.М., Охезина Г.М. Технико-экономическое обоснование выбора технологии в кузнечно-штамповочном производстве . . . № 7
Закиров Р.А. Экспериментальное исследование разделения круглого сортового проката плоскими клиновыми ножами . . . № 9
Касаткин Н.И., Белов А.В. Прогнозирование трещинообразования при прессовании сплавов на основе меди . . . № 2
Малов Д.А., Васильев В.А. Объемные изменения при спекании образцов из смесей порошков титана, никеля, железа и молибдена в вакууме . . . № 7
Матвеев Б.Н. Новые виды материалов и заготовок для автомобилестроения (обзор зарубежной и отечественной литературы) . . . № 6
Отливки из металлов и сплавов. Допуски размеров, массы и припуски на механическую обработку по ГОСТ 26645–85. *(Продолжение)* . . . № 1, 2
Отчет о XX МНТК "Информационные технологии в науке, технике и образовании" . . . № 3
Павеле Л.А. Выбор оптимального способа термической резки металлов . . . № 6
Паринов М.В., Чижова Е.М. Гальваномеханическое хромирование с адаптивной коррекцией режимов обработки . . . № 6
Пожарский А.В., Ким Г.П., Панфилов В.П. Совершенствование процессов нагрева металла в металлургических цехах машиностроения . . . № 2
Решение Совета директоров предприятий кузнечно-прессового, литейного машиностроения и заготовительных производств – членов Российской Ассоциации "Станкоинструмент" . . . № 2
Семенцев А.М. Лазерная обработка литейных сталей . . . № 3
Указатель статей, опубликованных в журнале в 2006 г. . . . № 1
Филина А.В. Получение коротких заготовок из пруткового материала в штампах с дифференцированным осевым и радиальным сжатием . . . № 5
Филиппов А.А., Пачурин Г.В., Гущин А.Н., Пачурин В.Г. Повышение качества поверхности стального проката под калибровку перед высадкой крепежных изделий . . . № 3
Челищев С.Б. Автоматизированные листоштамповочные комплексы, выпускаемые ООО "Ассоциация ПП КПО" . . . № 11
Чертов В.М. Получение точных заготовок из тонколистовой высокопрочной стали . . . № 10

Вкладка

Крайнев А.Ф. Техника обработки материалов давлением . . . № 2, 4

2-я и 3-я полосы обложки

Крайнев А.Ф. Техника обработки материалов давлением . . № 8

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение – 1".
E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.10.07 г. Подписано в печать 13.12.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,5. Заказ 8. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.

Поздравляем!

Александра Тимофеевича Крука

доктора технических наук, профессора

с 70-летием

Александр Тимофеевич Крук родился 15 января 1938 г. в деревне Зазерка Пуховичского района Минской области, Белоруссия.

Окончил в 1959 г. Белоруссий политехнический институт в г. Минске.

После окончания института в 1959 г. Александр Тимофеевич был направлен на работу на Воронежский завод Тяжелых механических прессов (ВЗТМП), в настоящее время – ЗАО "Тяжмехпресс". Свою трудовую деятельность на ВЗТМП А.Т. Крук начал помощником мастера сборочного производства, затем работал технологом, конструктором Головного Конструкторского Бюро, ведущим конструктором, начальником конструкторского отдела унификации, заместителем главного конструктора, главным технологом, главным инженером и, наконец, генеральным директором.

По рекомендации завода А.Т. Крук с 1965 по 1972 г. был направлен на работу в Государственную инспекцию по качеству экспортных товаров Министерства внешней торговли СССР в качестве заместителя начальника Воронежского отделения, а с 1988 по 1994 г. – в Торговое представительство СССР в ФРГ в качестве технического эксперта.

В 2000 г. Александр Тимофеевич защитил кандидатскую диссертацию. В 2005 г. ему было присвоено ученое звание доцента по кафедре "Автоматизация оборудования" Воронежского государственного технического университета. В 2006 г. А.Т. Крук защитил докторскую диссертацию.

После ухода с завода А.Т. Крук организовал научно-производственную фирму ООО НПФ "Мехпресс", которой руководил два года. В настоящее время работает исполнительным директором фирмы ООО "Воронежстанкоинструмент-сервис", являясь в то же время председателем правления Воронежского регионального отделения Российской инженерной академии.

Многолетняя трудовая деятельность А.Т. Крука непосредственно связана с выполнением проектно-конструкторских работ, с организацией и созданием производственно-технологической и метрологической базы обеспечения качественного производства кузнечно-прессового оборудования, созданием системы технического контроля качества, сертификации продукции, с организацией и проведением исследовательских работ и контрольных испытаний в процессе производства и эксплуатации.

А.Т. Крук активно участвует в разработке концепции подготовки инженерных кадров для отрасли. При чтении лекций в Воронежском ГТУ специальных разделов учебных дисциплин А.Т. Крук широко привлекает опыт базового предприятия ЗАО "Тяжмехпресс", опыт зарубежных фирм.

Александр Тимофеевич Крук дважды удостаивался присуждения Государственных премий – в 1984 и 2004 г. Имеет почетное звание "Заслуженный инженер России" (2006 г.), неоднократно награждался медалями ВДНХ за создание образцов новой техники.

Александр Тимофеевич сотрудничает с журналом "Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением". Является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Коллектив редакции и редакционный совет
поздравляют Александра Тимофеевича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, новых успехов
в научной деятельности и счастья в личной жизни!