### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

# 3ATOTOBNTEJSHUE TPON3BOLGTBA B MALLINHOCTPOEHNIN

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2007

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.C. 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

СОДЕГИКАПИЕ
Литейное и сварочное производства
Семёнов В.И. Самопроизвольная кристаллизация и модифицирование структуры отливок
Кузнечно-штамповочное производство
Пилипенко О.В. Обжим и раздача трубных заготовок из анизотропных материалов
Прокатно-волочильное производство
Галкин В.В., Михаленко Ф.П., Бугров Ю.В., Уланов П.В. Качество рессорного листа из стали 50ХГФА, прокатанного на клин
Материаловедение и новые материалы
<b>Иринин А.М.</b> Влияние малых добавок магния на свойства жаропрочных сплавов и сталей
Информация
Челищев С.Б.       Автоматизированные листоштамповочные комплексы,         выпускаемые ООО "Ассоциация ПП КПО".       5         Барсегян А.А.       Способ литья с помощью локального вакуумирования форм,         стержней и устройство для его осуществления.         Патент на изобретение № 2278763.       5         Гуревич Ю.Г.       Определение содержания азота в жидкой титансодержащей
стали
Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней
<b>Журнал выходит при содействии:</b> Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов

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", 2007

## SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

# BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 11 November 2007

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 VN TREGUROV 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 Π/J № 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

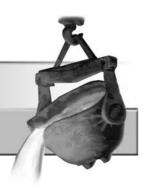
Casting and Welding Productions
Semenov V.I. Spontaneous crystallization and inoculation of castings structure 3  Blinnikov A.E. Neural nets in designing of technological processes and equipment in
foundry production
Forging and Stamping Productions
Pilipenko O.V. Pressing and expanding of tubular billets made of anisotropic materials
<b>Evdokimov A.K., Nazarov A.V.</b> Backpressure during backward extrusion with active frictional forces
Pokras I.B., Gabdrakhmanov I.N. Modelling of the plastic forming of forgings during working on hammers
Rolling and Drawing Productions
Rolling and Drawing Productions  Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper rolled spring plate made of steel 50ΧΓΦΑ
Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper
Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper rolled spring plate made of steel 50ΧΓΦΑ
Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper rolled spring plate made of steel 50ΧΓΦΑ
Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper rolled spring plate made of steel 50ΧΓΦΑ
Galkin V.V., Mikhalenko F.P., Bugrov Yu.V., Ulanov P.V. Quality of a taper rolled spring plate made of steel 50ΧΓΦΑ

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing the results of thesises for competition the academic degrees

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

## ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ

## ПРОИЗВОДСТВА



В.И. Семёнов (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

# Самопроизвольная кристаллизация и модифицирование структуры отливок\*

Изложены представления, позволяющие связать самопроизвольную кристаллизацию расплава с измельчением (модифицированием) литого строения отливок и наметить проблемы, решение которых может дать существенное повышение достигнутого уровня свойств промышленных сплавов в литом состоянии.

The article discusses the conceptions that can connect spontaneous crystallization of a melt with the castings microstructure refining and lay down questions that can essentially increase the level of properties of a cast metal.

В настоящее время используют как традиционные, так и новые модификаторы. Продолжает происходить выбор возможных путей развития технологии модифицирования. Исследования в этой области должны повысить гибкость и эффективность управления структурой кристаллизующихся отливок из цветных, черных и специальных сплавов.

Разобраться в свойствах модификаторов и технологии модифицирования сложно, поскольку нет единой удовлетворительной теории модифицирования. Причину видят в том, что не создана даже приемлемая концепция модели механизма образования центров кристаллизации.

Наблюдая картину измельчения литого строения, продолжают использовать предположение о возможности образования в расплаве центров кристаллизации. Центр кристаллизации представляют в виде зародыша твердой фазы. Общая тенденция в этом случае — усилением зародышеобразования достигнуть измельчения дендритного зерна.

Гетерогенная граница разделяет энергетические уровни соседних фаз. По ней проходит энергетический барьер, отвечающий сгущению свободной энергии вследствие некомпенсированности молекулярных сил. Роль энергетического барьера гетерогенной границы видят в том, что он затрудняет самопроизвольное превращение одной фазы в другую при отклонении внешних условий от равновесных.

На начальной стадии превращения количество поверхностных частиц (атомов) зародыша велико по отношению к внутренним, а затем по мере роста оно уменьшается. Это ведет к тому, что приращение свободной энергии по отношению к массе зародыша увеличивается вначале и, только достигнув максимума, может начать монотонно уменьшаться. Такая концепция модели центра кристаллизации вступает в противоречие с началами термодинамики в виде термодинамического запрета, который ограничивает образование и рост зародыша размером

Определенную роль сыграли попытки использовать классическую теорию зарождения и роста зародыша, где проблему межфазной границы преодолевают, прибегая к гетерофазным флуктуациям. Считается, что удалось углубить понимание механизма зарождения и определить ряд положений, полезных в практике модифицирования строения отливок. Однако точный количественный расчет зарождения и роста зародышей в настоящее время затруднен, как оказалось, из-за большого количества термодинамических величин, экспериментальное определение которых при высоких температурах приводит к большим погрешностям.

В практике модифицирования принимают, что твердая фаза способна зарождаться на поверхности тугоплавких дисперсных частиц, хорошо смачиваемых расплавом и имеющих минимальное несоответствие кристаллических решеток с кристаллизующимся расплавом. Таких частиц может быть достаточно много в самом расплаве. Например, структурное состояние Fe-C-расплава допускает существование фуллереновых частиц углерода. Фуллереновые наночастицы имеют поверхность. Новый подход состоит в том, чтобы использовать готовые наноповерхности как затравки с заданной кристаллографической ориентацией.

Если требуемых наночастиц в расплаве недостаточно, то ими могут быть частицы тугоплавких металлов, нитриды, карбиды, бориды. На широкой номенклатуре отливок показана эффективность использования микропорошков  $Al_2O_3$ , SiC, BN, C, Si и др. в виде порошковых смесей и псевдолигатур, которые вводят в ковш под струю расплава и при внутриформенном модифицировании. В отдельных случаях это модифицирование дополняют легированием, микролегированием, десульфурацией, раскислением за счет присадок соответствующих элементов.

Технологию модифицирования микропорошками и псевдолигатурами рассматривают как "чистое" модифицирование, способное непосредственно влиять на зарождение, рост и развитие кристаллических наноструктур. Исходя из существова-

меньше критического. По сути, это противоречие остается главной проблемой существующей теории модифицирования. Определенную роль сыграли попытки использовать класси-

<sup>\*</sup> В порядке обсуждения.

ния физической поверхности раздела, которая изначально удовлетворяет зародышеобразованию, считают, что в системе "наночастицы — расплав" барьер зародышеобразования понижен до предельно низкого уровня, и здесь дополнительные затраты энергии или какая-либо другая помощь уже не требуются.

Констатируя вышесказанное, приходят к заключению, что существующая теория модифицирования, постулирующая переход из жидкого состояния в твердое через зародыш критического размера, не нуждается в смене концепции.

Тем не менее из этого вывода вытекает следующая нерешенная проблема. В момент кристаллизации одновременно существуют жидкая и твердая фазы сплава. Наблюдая при T, p = сопѕт два состояния физико-химической системы, принимают, что равновесие фаз определяется равенством

$$G_L = G_S \,, \tag{1}$$

где  $G_L$  и  $G_S$  — удельные энергии Гиббса соответственно жидкой и твердой фаз.

Равенство удельных энергий фаз, сосуществующих в равновесии, рассматривают фундаментальным соотношением. На его основе получены все многочисленные термодинамические теоремы, определяющие образование и рост зародышей.

В частности, равенство (1) должно выполняться при затвердевании чистых металлов. Из молекулярно-кинетических соображений следует, что при фазовом превращении в системе будет три вида структурных образований (частица, фаза L, фаза S), а между частицами возможно два вида взаимодействий, приводящих к созданию фазы L или фазы S.

Получаем, что система находится в состоянии, когда она лишена степеней свободы, или находится в особом состоянии. Иначе говоря, для предсказания возможного направления развития равновесного состояния нельзя использовать как степень свободы переменные состояния этой системы (температуру, давление, удельную энергию фаз, поверхностную энергию, полную энергию и энтропию) — макротермодинамические параметры. Все авторы, которые строят свои теории и модели на равенстве (1), изначально делают их противоречивыми. Все трудности изучения фазового превращения состоят в том, что на молекулярно-кинетическом уровне должны использоваться переменные состояния своего уровня, а не макроуровня.

Взаимодействие фаз L и S с частицами в однокомпонентной системе при фазовом превращении отличается от химических реакций. При химическом взаимодействии две любые частицы за счет реакции между ними образуют сразу в момент равновесия новый компонент, т.е. временем взаимодействия частиц пренебрегают. При фазовом переходе распад одной фазы ведет к образованию свободных частиц, которые должны затем найти себе новых партнеров и в их окружении с соблюдением соответствующего порядка занять устойчивое положение. В общем случае для этого необходим дополнительный диффузионный перенос частиц.

Поэтому вопрос о постоянном сравнении состояния фаз L и S при фазовом превращении может решаться только на молекулярно-кинетическом уровне, а не на макроуровне. При устойчивой конфигурации электронной оболочки частицы могут накапливать избыточную свободную энергию и изменять уровень своего взаимодействия с соседями по структурному образованию, что вносит многообразие в фазовое превращение и еще больше подчеркивает роль в нем молекулярно-кинетических взаимодействий.

Переходя к исследованию влияния модифицирования на строение отливок, примем в целях наиболее общего подхода, что при затвердевании расплава образуются дендритные зерна твердого раствора. В литейной форме только теплоотвод влияет на скорость охлаждения расплава и выделение теплоты кристаллизации. Прогрев стенки литейной формы снижает интен-

сивность теплоотвода, что ведет к образованию дендритов различных форм и размеров с характерной неоднородностью по химическому составу. При всем многообразии первичных кристаллических структур их относят к различному уровню развития дендритной кристаллизации.

Концепция, предложенная А.А. Бочваром, предполагает, что кристаллический дендрит является продуктом роста из одного центра. Когда нормальный рост дендрита ограничивают скопления примесей, локальные вариации химического состава, степень переохлаждения и прочее, то в эти моменты времени он образует ветви второго и высшего порядков. Из наблюдений установлено, что большая часть объема кристаллического зерна приходится обычно на ветви второго порядка.

Эффективное модифицирование измельчает дендритное зерно. Разобраться в неучтенных факторах механизма модифицирования помогает следующее наблюдение. Достоверно установлено, что измельчение дендритного зерна модификаторами не сопровождается изменением дендритного параметра. Эта закономерность хорошо коррелирует с тем, что нижней границей размера дендритного зерна является гиперболическая зависимость величины недендритного зерна от скорости охлаждения.

Общепризнано, что величину недендритного зерна и дендритный параметр устанавливает равенство

$$d = aV^{-n}, (2)$$

где d — дендритный параметр; V — скорость охлаждения расплава; a и n — постоянные.

Постоянная a зависит от сплава. Значение постоянной n находится в диапазоне 1/4...1/2; для равноосных зерен обычно принимают n=1/3.

Среди других технологий измельчения дендритного зерна успешно применяют обработку кристаллизующегося расплава ультразвуковой вибрацией. В качестве еще одного эффективного воздействия можно привести встряхивание кристаллизатора при непрерывном литье слитков. От механического воздействия и вибрации соответствующего уровня дендритное зерно измельчается. Однако минимальная величина зерна здесь также не зависит от других факторов, кроме скорости охлаждения.

Измельчения дендритного зерна можно добиться увеличением скорости охлаждения. Для сплава существует предельная скорость охлаждения, при которой образуется недендритная структура. Каждое зерно такой структуры не имеет дендритных ветвей и может рассматриваться как предельный уровень развития дендритной кристаллизации. Размер этого предельно мелкого зерна определяет только скорость охлаждения расплава (2).

Как ни странно, но здесь виден равноценный предельный эффект измельчения литого строения от принципиально различных воздействий на расплав. Если следовать той же концепции А.А. Бочвара, то справедливо допустить, что решающее значение имеет не образование зародышей, а структурный фактор — модифицирование. Механическое действие и скорость охлаждения ограничивают рост дендрита тем, что затрудняют образование новых ветвей. С уменьшением количества ветвей при той же величине дендритного параметра размер дендритного зерна становится меньше. Структурный фактор ограничивает свободу роста дендрита. В случае предельного ограничения образования ветвей развитая форма свободно растущего дендрита превращается в недендритное зерно — один структурный центр кристаллизации, размер которого устанавливает только скорость охлаждения расплава.

Главный итог краткого рассмотрения условий зарождения и роста дендритов в том, что их форму и размер, очевидно, определяет собирательная реструктуризация. Каждый раз, как только присоединяются вновь образующиеся соседние структурные центры кристаллизации, изменяется форма дендрита, а его размер, соответственно, увеличивается. Реструктуризация являет-

ся самопроизвольным процессом, приводящим к минимуму избыточную свободную энергию структурных границ затвердевающего расплава.

В твердой и жидкой фазах сплава частицы объединены в межатомные конфигурации. Кристаллы представляют часть пространства, заполненного параллельной трансляцией геометрического элемента, называемого элементарной ячейкой. В таком пространстве соблюдается ближний и дальний порядки. Внутреннее пространство расплава заполнено частицами примерно с той же плотностью, но в расположении частиц дальний порядок не соблюдается. При перегреве относительно равновесного ликвидуса даже ближний порядок быстро размывается и расположение частиц становится хаотичным.

Сравнение строения фаз показывает, что смена фазового состояния требует изменения межатомного расположения всех частиц структурного центра кристаллизации. Чтобы каждая частица нашла себе новых соседей и заняла среди них устойчивое положение, локальная часть пространства расплава — структурный центр кристаллизации — должна иметь организованный диффузионный перенос частиц, обеспечивать кристаллографическую ориентацию при перегруппировке частиц в элементарные ячейки и условия для их параллельной трансляции.

Всю работу по переносу и размещению частиц выполняют силы избыточной энергии фазового перехода [1]:

$$\Delta f = f^L - f^S, \tag{3}$$

где  $\Delta f$  — избыточная свободная энергия;  $f^L$  и  $f^S$  — свободные энергии Гиббса соответственно жидкой и твердой фаз, приходящиеся на одну частицу.

В материале действует механизм, обеспечивающий предельную растворимость компонентов друг в друге. Поскольку предельная растворимость в твердой фазе ниже, то в момент наступления фазового превращения расплав структурных центров кристаллизации теряет устойчивость в том плане, что его частицы уже не могут совместно сосуществовать при имеющей место концентрации компонентов. Для восстановления устойчивости межатомной конфигурации структурного центра требуется локальное изменение химического состава расплава, что непосредственно следует из правила фаз Гиббса. Поэтому из межатомной конфигурации должны быть удалены частицы, нарушающие ее устойчивость. Эту функцию выполняют силы диффузионного переноса избыточной энергии  $\Delta f$  фазового перехода.

"Лишние" частицы передают избыточную энергию  $\Delta f$  электронному облаку фазы L, где она может накапливаться. Накопление избыточной энергии вызывает самопроизвольное деление пространства общего электронного облака расплава на части — структурные центры кристаллизации. Образование в расплаве структурных центров кристаллизации представляет собой частный случай деления целого на части, наблюдаемый в природных процессах [2]. Системы распадаются на структуры адаптации в состоянии неустойчивости из-за повышенного уровня свободной энергии. Ограничивая работу сил диффузионного переноса "лишних" частиц локальным пространством структурных центров кристаллизации, физико-химическая система оптимизирует процесс самопроизвольного понижения избытка энергии

Электронное облако фазы L превращает избыточную энергию  $\Delta f$  "лишней" частицы в энергетический потенциал  $\Delta E$  структурного центра кристаллизации. В момент перехода избыточной энергии из одной формы в другую потенциал  $\Delta E$  принимает максимальное значение:

$$\Delta E_{\text{MAKC}} = f^L - f^S. \tag{4}$$

Силой потенциала  $\Delta E$  "лишняя" частица направляется кратчайшим путем к границе структурного центра кристаллизации. Работа этой силы в теплоту не превращается, а остается при час-

тице в виде энергии активации А. При этом в каждой точке диффузионного переноса выполняется условие:

$$f^L - f^S = \Delta E + A. \tag{5}$$

Термодинамическое равенство (5) дает условие существования в равновесии жидкой фазы с "выпавшими", "лишними" или нарушающими ее устойчивое состояние частицами новой фазы S, а именно: работа A перемещения частицы S в устойчивое положение в сумме с энергетическим потенциалом  $\Delta E$  фазы L точки перемещения — величина постоянная и равна разности свободных энергий Гиббса жидкой и твердой фаз, при этом среда структурного центра кристаллизации однофазна.

Энергетический потенциал  $\Delta E$  структурного центра кристаллизации уменьшается по пути переноса частицы, а работа A переноса, соответственно, растет. Исходя из равенства (5),

$$A_{\text{MAKC}} = \Delta E_{\text{MAKC}}. \tag{6}$$

Частицы накапливаются в местах, где потенциал среды  $\Delta E = 0$ . Здесь они создают диффузные образования, переходящие в диффузные субграницы центров кристаллизации. Энергия активации A частиц, достигшая максимального значения, обеспечивает им равновесное существование в жидкой фазе.

Химический состав субграниц практически соответствует химическому составу новой (твердой) фазы. Ее самопроизвольное зарождение и рост максимально облегчены прежде всего возможностью перегруппировки частиц для перехода к соответствующей упаковке. Реализация этой возможности не противоречит правилу фаз Гиббса и поэтому определяется условиями, в которых находится субграница центра кристаллизации. Причем пути реализации могут быть различными.

Энергия активации A частицы представляет свободную энергию, способную превращаться в тепловую энергию Q. Этот переход, дискретный на уровне частиц, непрерывен на макроуровне и обратим:

$$\overline{A} + \overline{Q} = f^L - f^S, \tag{7}$$

где  $\overline{A}$  и  $\overline{Q}$  — макропеременные, приходящиеся на одну частицу.

Равенства (5) и (7) определяют переходное агрегатное состояние частиц при фазовом переходе. Они показывают, что каждая частица физико-химической системы имеет два переходных состояния: диффузное и тепловое. Переходные состояния следуют друг за другом. Время нахождения частицы в таком состоянии — это стадия фазового перехода. Стадии получают обратную последовательность при смене направления фазового превращения.

Теплоотвод порождает эволюционные изменения в расплаве. В природных процессах алгоритм развития приводит к самоподобному повторению определенных структур на разных иерархических уровнях физико-химической системы. Ограничимся лишь теми аспектами, которые существенны для некоторых практически осуществимых действий, способных вызвать реструктуризацию расплава и изменение литого строения.

Способность физико-химической системы выбирать путь развития основана на свойстве избыточной свободной энергии накапливаться и подчинять атомарно-кинетические процессы фазового превращения обмену энергией с диссипативным энергетическим процессом среды. Способом действия является алгоритм фрактальной адаптации, построенный на двух принципах, в основе которых лежат правила: 1) накопления энергии; 2) рассеивания энергии. Эти правила можно связать с главными шагами алгоритма: 1) деление среды на самоподобные части — своеобразные *im*-структуры соответствующих иерархических уровней; 2) установление обменных энергетических и диффузионных потоков в *im*-структурах.

Среда, накапливая энергию, выделяет *im*-структуры там, где межатомные конфигурации частиц становятся неустойчивыми. Неустойчивость возбуждает энергетический и диффузионный

обмены, которые минимизируют свободную энергию в связи со стремлением среды принять равновесное состояние [2]:

$$\overline{\widetilde{G}}_{i}^{im} = \frac{1}{V} \int_{0}^{V} \frac{1}{\rho^{im}} f^{im} dx dy dz \rightarrow \min,$$
 (8)

где  $\overline{G}_i^{im}$  — удельная энергия Гиббса; V — объем системы;  $\rho^{im}$  и  $f^{im}$  — соответственно плотность массы и удельная свободная энергия im-образования i-го структурного уровня; знак "—" над буквой G означает, что  $\overline{G}_i^{im}$  является удельной величиной и относится к макрообъему, а "~" подчеркивает гетерогенный характер процесса; нижний индекс i относится к структурам адаптации, состав которых постоянно меняется во времени.

Механизм фрактальной адаптации фазового превращения имеет три основных структурных уровня: 1) нано; 2) микро; 3) макроуровень. Фрактальная адаптация начинается на микроуровне и последовательно или цепочкой действий так, что результаты каждого действия используются для выполнения следующего, образует структуры собственного уровня и двух соседних нано- и макроуровней. Структуры микроуровня связаны с устойчивостью межатомной конфигурации и медленными процессами диффузионного переноса частиц на расстояния, которые существенно превышают их собственные размеры.

Инвариантной мерой устойчивости *іт*-структур или центров кристаллизации микроуровня служит дендритный параметр. Самоустанавливаясь, он дает возможность достигнуть внутреннего равновесия в жидкой фазе между межатомной конфигурацией частиц, в которой нарастает неустойчивость, и теми частицами, от которых она стремится освободиться, используя силы накопленной избыточной энергии. Фрактальные структуры микроуровня адаптируются к скорости охлаждения расплава, что создает алгоритм развития в виде повторения одной и той же структуры, связанных между собой функцией самоподобия (2).

Цепочки действий алгоритма развития построены на слабых взаимодействиях частиц и используют только энергию фазового перехода. Работа сил цепочки действий диффузионного переноса остается при частице в виде энергии активации. Цепочки действий диффузионного переноса создают по границам *im*-структур микроуровня диффузные субграницы, в которых одновременно с частицами накапливается энергия активации. Механизм самопроизвольной адаптации, использующий свойство свободной энергии к понижению уровня, направляет энергию активации на реструктуризацию диффузной субграницы.

Диффузионный перенос частиц ограничен параллельными плоскостями, которые ортогональны теплоотводу. Перенос может создать только локальные диффузные образования частиц, а механизм адаптации объединяет их в общую субграницу в виде незамкнутой поверхности характерной октаэдрической формы. Самоустанавливаясь, эта общая субграница макроуровня способствует достижению внутреннего силового равновесия между соседними *im*-структурами микроуровня.

Нижнюю величину линейного размера общей субграницы ограничивает дендритный параметр d структурных центров кристаллизации. Верхнюю величину ее линейного размера устанавливает только тепловое состояние расплава, поскольку механизм адаптации стремится охватить общей субграницей максимальное количество соседних центров кристаллизации. Возможно даже принять, что субграница охватит все центры кристаллизации. Тогда дендритное зерно займет весь объем отливки, т.е. последняя станет монокристальной.

Для дисперсной системы с жидкой диффузной субграницей, состоящей из множества фрактальных im-структур, самопроизвольный процесс, стремясь минимизировать площадь поверхности  $S \to \min$  при данном объеме V, будет максимизировать инвариантную меру устойчивости  $d \to \max$ . Поэтому на понижение скорости теплоотвода субграница реагирует коалес-

ценцией — слиянием соседних фрактальных im-структур микроуровня. При  $d \to \max$  и  $S \to \min$  развитие обменных энергетических процессов отвечает принципу стабильности, поскольку минимизирует накопление избыточной свободной энергии субграницей.

Внутреннее равновесие субграницы открывает ее наиболее активным частицам путь к созданию диффузных квазикристаллических ячеек новой фазы и возможность превратить диффузный скелет в гетерогенную поверхность. Превращая избыточную энергию активации в тепловую и передавая избыточное тепло диссипативному тепловому потоку, таким частицам квазикристаллических ячеек становится термодинамически более выгодно объединиться в гетерогенную поверхность, используя достигнутое между собой согласованное взаимное расположение и равновесное состояние.

Функцию объединения диффузных ячеек в гетерогенную поверхность, на которой могут быть возмущения в форме начальной неравномерной плотности, концентрации и межатомной упаковки, берут на себя силы энергии активации. А обеспечивают ее кристаллографические силы, закрепляя внутреннее равновесие частиц сменой коэффициентов диффузии.

При гетерогенной поверхности сохраняются диффузные слои, которые выполняют следующие функции. Направленной цепочкой действий силы энергии активации упорядочивают взаимное расположение и направляют частицы к равновесному состоянию, устремляя к минимуму удельную энергию Гиббса этих наноструктур. Они управляют формированием гетерогенной поверхности, используя для этого некомпенсированность молекулярно-силового поля по их толщине. Термодинамические свойства диффузного слоя самопроизвольно обеспечивают ближний и дальний межатомные порядки в случае, если частицы преодолевают установившийся при этом энергетический барьер. Направленный теплоотводом диффузионный перенос дает всем своим частицам равновеликую максимальную долю энергии активации по отношению к  $\Delta f$  — избыточной свободной энергии (3). Следовательно, его частицы наиболее успешно преодолевают энергетический барьер, присоединяются к гетерогенной поверхности, чем и осуществляется перемещение границы раздела фаз.

Механизм адаптации контролирует развитие фрактальных структур на всех иерархических уровнях. "Весь выбор" за структурообразующий процесс делает избыточная свободная энергия. Объяснить структуру отливки из сплава типа твердого раствора можно тем, что она адаптирует дендритный параметр зерна к скорости охлаждения расплава, а величину зерна максимизирует. В результате охлаждения ниже равновесного ликвидуса в расплаве образуются фрактальные структуры микроуровня — центры кристаллизации. Их размер коррелирует с дендритным параметром, точнее согласно равенству (2).

Межатомные конфигурации частиц центров кристаллизации теряют устойчивость и стремятся выделить "лишние" частицы, направляя их к своим границам. Здесь из них возникают диффузные образования. Поскольку работа диффузного переноса в теплоту не превращается, а остается при частицах в виде энергии активации, то это вызывает накопление избыточной свободной энергии. Силы энергии активации стремятся распространить частицы по границам центров кристаллизации. Объединение диффузных образований создает диффузную субграницу.

Самоорганизация энергии активации создает условия, позволяющие субгранице охватить максимально возможное число центров кристаллизации. Выделение теплоты кристаллизации превращает диффузную субграницу в скелет дендрита. Затем диффузионный перенос частиц центров кристаллизации превращает скелет дендрита в кристаллическое зерно с соответствующим скорости охлаждения дендритным параметром и числом ветвей по количеству охваченных общей субграницей центров кристаллизации. При этом, как показано выше, процессы образования фрактальных структур всех иерархических уровней фазового превращения самопроизвольно минимизируют равенство (8) — удельную энергию Гиббса кристаллического зерна.

Исследование фазового превращения в сплавах типа твердого раствора указывает на следующие закономерности изменения размеров и состояния дендритных зерен:

- нижнюю границу контролирует дендритный параметр структурного центра кристаллизации, который самоустанавливается в зависимости от скорости охлаждения расплава. При понижении скорости охлаждения диффузная субграница структурных центров кристаллизации реагирует коалесценцией слиянием соседних структур;
- верхнюю границу контролирует диффузная субграница, которая, используя силы энергии активации, стремится охватить максимальное число структурных центров кристаллизации, обеспечивая этим различные уровни развития дендритной кристаллизации, включая столбчатые кристаллы и наиболее развитые формы свободно растущих дендритов;
- состояние диффузной субграницы контролируют силы энергии активации, которые по своей физической природе представляют слабые взаимодействия между частицами и потенциально ограничены, так как энергия активации ограничена энергией фазового перехода;
- развитие фазового превращения на принципе самоорганизации минимизирует количество дендритных зерен и общую площадь их границ. Силы энергии активации так развивают диффузную субграницу, что удельная энергия Гиббса  $\overline{\widetilde{G}}_{i}^{im}$  дендритной структуры отливки стремится достигнуть минимума в каждый момент времени, что соответствует стабильной системе.

Требования к материалам неуклонно возрастают, и поэтому улучшение свойств отливок остается важной проблемой. Измельчение дендритной структуры зарекомендовало себя простым и экономичным методом повышения свойств отливок. Израссмотрения неравновесных условий кристаллизации следует, что общий принцип измельчения — модифицирования дендритной структуры — должен заключаться в постоянной трансформации диффузной субграницы фронта кристаллизации в течение всего периода затвердевания сплава. Применение технологических средств, которые постоянно трансформируют диффузную субграницу и перекрывают ее стремление к охвату структурных центров кристаллизации, является основным рычагом управления литым строением отливок и слитков при всех методах литья.

Особо следует подчеркнуть роль скорости охлаждения расплава. Увеличение скорости охлаждения ведет к уменьшению дистанции диффузионного переноса при перегруппировке частиц, измельчает структурные центры кристаллизации и, соответственно, дендритный параметр, что ведет к меньшей остаточной пористости и химической неоднородности закристаллизовавшегося расплава. Влияние увеличения скорости охлаждения проявляет себя также тем, что разориентирует диффузионный перенос, обусловленный направленным теплоотводом.

Процесс направленного теплоотвода может не установиться за время затвердевания структурного центра кристаллизации. Для этих условий механизм адаптации фазового превращения не успевает оптимизировать перегруппировку частиц. Этот путь, ведущий к максимизации остатка удельной энергии Гиббас  $\widetilde{G}_i^{im} \to$  тах по всем элементам литого строения, закладывает возможность превысить уровень свойств литого материала,

достигнутый при  $\overline{\widetilde{G}}_i^{\mathit{im}} \to \min$ . Механизм самоорганизации фазового превращения, обусловленный накоплением избыточной свободной энергии, способен обеспечить самоуправляемый синтез литого строения с улучшенными свойствами.

#### Выводы

Модифицирование литого строения достигается исключением стремления диффузной субграницы к охвату структурных центров кристаллизации. Основой этого эффекта служит преодоление сил энергии активации, которые в своем стремлении к взаимному уравновешиванию направляют эволюционное изменение диффузной субграницы и совместно с ней всех структур всех иерархических уровней на путь минимизации удельной энергии Гиббса  $\widetilde{G}_i^{im} \rightarrow$  min при естественном развитии фазового превращения, обусловленного теплоотводом.

Проблема измельчения литой структуры требует дальнейшего глубокого изучения, поскольку установленные закономерности контролирует однонаправленный теплоотвод в стенку литейной формы; не ясны в принципе предельные измельчения диффузной субграницы, достаточные для их устойчивого самостоятельного существования, существуют трудности в реализации прямого воздействия на частицы диффузной субграницы.

При разработке технологии модифицирования должны использоваться технические принципы, которые изменяют термодинамическую стабильность иерархических структур нижних уровней. Более быстрые процессы нижнего уровня определяют возможность достижения внутреннего равновесия в следующем высшем уровне и внутреннего равновесия в системе. Частицы, которые получают возможность сразу при диффузионном переносе "тратить" свою энергию активации на образование связей с себе подобными или специально подготовленными для этого частицами, будут затруднять диффузионный перенос, накопление частиц и избытка свободной энергии по границам структурных центров кристаллизации.

Принцип сохранения энергии активации в комплексных связях частиц нижнего иерархического уровня способен наиболее эффективно направить эволюцию диффузной субграницы по пути коаггуляции появляющихся первыми диффузных образований. Произвольные локальные диффузные образования субграницы, расположенные по границам соседних центров кристаллизации, получая гетерогенные границы, способны становиться дополнительными зародышами новой фазы — центрами кристаллизации. Этот путь эволюции системы с накоплением избыточной свободной энергии использует тот же закон существенности слабых взаимодействий и не противоречит началам термодинамики.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **Семёнов В.И.** Движущие силы и механизм затвердевания расплава // Металлургия машиностроения. 2005. № 5. С. 21—27.
- 2. **Семёнов В.И.** Механизм самоорганизации фазового превращения, обусловленный накоплением избыточной свободной энергии // Металлургия машиностроения. 2006. № 3. С. 24—29.

Вячеслав Иванович Семёнов, канд. техн. наук



А.Е. Блинников (Всероссийский заочный финансово-экономический институт, г. Орел)

# Применение нейронных сетей в решении задач оптимизации проектирования технологических процессов и оборудования литейного производства

Рассмотрен новый метод оптимизации проектных решений технологических процессов и оборудования литейного производства, основанный на использовании динамических нейронных сетей, отличающийся преимуществами параллельных вычислений, отсутствием необходимости сложных формализованных описаний оптимизируемых объектов и процессов литейного производства, простотой реализации на ПЭВМ.

The article considers the new method of optimization of a design solution of technological processes and foundry equipment designing based on use of dynamic neural networks. It's benefits are: collateral calculation, no need in complicated formalized description of optimized foundry processes and objects and simplicity of realization on PC.

Современные требования к решению задач проектирования технологических процессов и оборудования литейного производства (ТПОЛП) предполагают широкое использование методов формирования оптимальных решений.

Проблематика решения задач комбинаторной оптимизации, как наиболее характерной для решения задач управления и проектирования ТПОЛП, включает в себя необходимость преодоления трудностей "проклятия размерности", возникающих при использовании традиционных методов оптимизации. Указанные трудности основаны на необходимости при поиске глобального экстремума выбора решений на множестве альтернатив при реализации процессов полного перебора вариантов решения задачи, что является основанием постановки вопроса о трудоемкости алгоритмов, реализующих подобные методы.

Существующие приемы сокращения перебора не обеспечивают требуемого качества решения задач оптимизации. При этом во многих случаях лучшие решения просто теряются или используемые алгоритмы эффективны для небольшого числа исходных данных и поэтому имеют лишь теоретический интерес.

Частично преодоление указанных трудностей может быть основано на использовании "эвристических" алгоритмов решения задач оптимизации, организующих последовательное улучшение решений на несужающемся множестве альтернатив посредством выделения все более предпочтительных допустимых вариантов. При этом предполагается отказ от поиска глобального оптимума, взамен которого ищется просто "хорошее" (локальный экстремум) решение за приемлемое время. В некоторых случаях эвристические алгоритмы, построенные указанным способом, на практике являются удовлетворительными, однако

в целом они не обеспечивают требуемой точности получения результата.

Таким образом, ограниченные возможности традиционных методов и вычислительных средств решения задач оптимизации требуют разработки новых методологических подходов и повышения функциональных свойств технических и программных средств.

В качестве методологического подхода к решению задач комбинаторной оптимизации при формировании оптимальных проектных решений ТПОЛП предлагается использование нейросетевых алгоритмов, основу которых составляют искусственные нейронные сети, построенные на принципах строения мозга человека и являющиеся параллельными вычислительными структурами, не требующими программирования при функционировании [2].

Решение задач комбинаторной оптимизации реализуется с использованием динамической нейронной сети (ДНС), в общем случае представляемой неориентированным графом

$$G = (N, C),$$

где  $N = \{N_i\}$  — множество вершин, каждая из которых соответствует отдельному нейрону;  $C = \{C_{ij}\}$  — множество ребер, каждому из которых присвоен вес, равный значению синаптической связи между i-м и j-м нейронами, i,  $j = \overline{1}$ , n.

Каждому нейрону  $N_i$  сети (i-й вершине графа) ставится в соответствие выходное состояние нейрона  $V_i$  и его порог срабатывания  $I_i$ . Выходные сигналы нейронов, умноженные на соответствующие коэффициенты синаптических связей, подаются на входы сети, куда также поступают сигналы внешних смещений.

Особенностью ДНС является наличие обратных связей между нейронами. При функционировании

сети изменение состояния одного нейрона отражается на всей сети вследствие обратной связи. В сети возникает переходный процесс, который завершается формированием нового устойчивого состояния, отличающегося от предыдущего. При этом состоянию сети может быть поставлена в соответствие энергетическая функция Ляпунова [2]:

$$E = f(V, C, I).$$

Данная функция связана с каждым возбужденным состоянием ДНС и в процессе функционирования сети при изменении состояния нейронов имеет тенденцию изменения в направлении минимума энергии сети E до его достижения. Как правило, существует некоторое множество локальных минимумов, каждый из которых представляет одно из состояний сети, сформированных на этапе ее обучения.

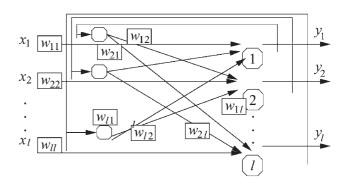
В пространстве состояний локальные энергетические минимумы (аттракторы) представлены точками устойчивых состояний. ДНС, минимизирующие свою энергию, при стремлении к одному из своих устойчивых состояний решают задачу оптимизации — поиск минимума определенной функции своего состояния — энергии.

Методологический подход к решению задач оптимизации проектных решений ТПОЛП включает в себя следующий обобщенный алгоритм действий:

- 1. Сформировать ДНС, реализующую топологическую структуру, отвечающую требованиям решаемой задачи, в частности, по числу нейронов и характеру связей между ними.
- 2. Реализовать процедуру обучения ДНС, включающую расчет весовых коэффициентов нейронов на основе исходной информации эталонов объектов проектирования, каждый из которых при этом является точкой из конечного множества равновесных точек, характеризующих минимум энергии.
- 3. Предъявить на вход сети входной вектор варианта объекта проектирования. ДНС "сходится" к одному из запомненных эталонов, решая при этом задачу поиска оптимального решения некоторого локального минимума энергетической функции, соответствующего наиболее подходящему эталону.

Вариант реализации алгоритма ориентирован на решение задач оптимального выбора структурно-компоновочных схем автоматических литейных линий (СКС АЛЛ) с применением ДНС Хопфилда, топология которой приведена на рис. 1.

В качестве исходных данных приняты условные варианты СКС АЛЛ, соответствующие обобщенной структурной модели (ОСМ), приведенной на рис. 2, где значения разрядов кода обозначают некоторое структурное отношение — расположение формовочного автомата, наличие ветвей охлаждения, транспорта подопочных щитков [1]. В качестве эталонов выбраны варианты СКС АЛЛ, составляющие диагонально-структурный базис пространства вариантов объекта проектирования [1], включающий коды



#### Рис. 1. ДНС Хопфилда:

 $x_i - i$ -й элемент входного вектора;  $y_i - i$ -й элемент выходного вектора; w -коэффициент весомости синаптической связи между нейронами; 1, 2, ..., l – номер нейрона

$$<-1-1-1-1>$$
,  $<-11-1-1>$ ,  $(-111-1>$ ,  $<-1-1-11>$ ,  $<11-1-1>$ ,  $<111-1>$  (помечены буквой  $B$ ).

Матрица весов синаптических связей (обучение ДНС) сформирована в виде [2]:

$$W = \sum_{i=1}^{z} x_i^T x_i,$$

где z — число эталонов.

В качестве нейронов сети приняты нейроны с пороговой функцией активации, принимающие значения на выходе

$$y_j = \text{sgn}(S_j) = \begin{cases} 1, \text{ если } S_j > 0; \\ -1, \text{ если } S_j < 0; \\ \text{прежнее значение, если } S_j = 0, \end{cases}$$
 (1)

где

$$S_j = \sum_{i=1}^n s_i w_{ij},$$

n — число смежных нейронов;  $s_i$  — состояние i-го нейрона;  $w_{ij}$  — вес связи между i-м и j-м нейронами.

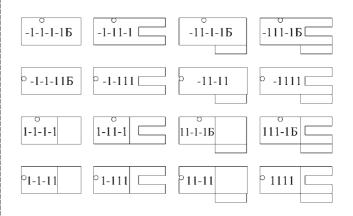


Рис. 2. Обобщенная структурная модель СКС АЛЛ

Предъяв-	Энергия	Значение активности нейронов, соответствующих структурным переменным СКС АЛЛ									
ленный образец	стабилиза-	-	1	2	2		3	4			
СКС АЛЛ ции ДНС		$S_1$	$sgn(S_1)$	$S_2$	$sgn(S_2)$	$S_3$	$sgn(S_3)$	$S_4$	$sgn(S_4)$		
-1-11-1	-13	-4	-1	-8	-1	-4	-1	4	1		
-1-111	-13	-4	-1	-8	-1	-4	-1	4	1		
-11-11	-13	-4	-1	-8	-1	-4	-1	4	1		
-1111	-13	4	1	8	1	4	1	-4	-1		
1-1-1-1	-13	-4	-1	-8	-1	-4	-1	4	1		
1-1-11	-13	-4	-1	-8	-1	-4	-1	4	1		
1-1 1-1	-13	4	1	8	1	4	1	-4	-1		
1-111	-5	0	1	0	-1	0	1	4	1		
11-11	-13	4	1	8	1	4	1	-4	-1		
1111	-13	4	1	8	1	4	1	_4	-1		

#### 1. Результаты тестирования алгоритма

Энергия ДНС Е определена по формуле [2]:

$$E = -\frac{1}{2} \sum_{i=1}^{n} \sum_{j=1}^{n} w_{ij} y_i y_j - \sum_{i=1}^{n} x_j y_j + \sum_{j=1}^{n} \theta_j y_j,$$
 (2)

где  $x_j, y_j$  — вход и выход j-го нейрона;  $\theta_j$  — порог j-го нейрона.

В табл. 1 приведены результаты тестирования алгоритма.

Анализ табл. 1 показал, что ДНС достаточно хорошо стабилизируется практически для всех предъявляемых образцов.

Совершенствование методологического подхода реализовано на основе возможности активизации свойств ассоциативной памяти ДНС. При этом использована ДНС Коско (рис. 3), позволяющая решать задачи оптимизации по ассоциируемым образцам, в качестве которых могут быть выбраны конкретные классы отливок.

В качестве ассоциаций конкретным классам отливок могут назначаться образцы оборудования, технологические процессы и их отдельные параметры. Данный методологический подход позволяет решать

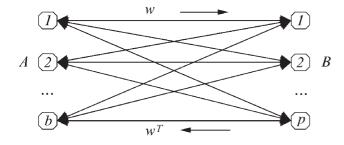


Рис. 3. ДНС Коско

задачи формирования оптимальных решений по типу "отливка — технологический процесс", "отливка — оборудование" и др.

Функционирование сети основано на циклическом перемещении сигналов от нейронов — источников и обратно до достижения состояния равновесия при минимуме энергии сети.

Вариант реализации методологического подхода включает в себя формирование алгоритма и решение на его основе задачи ассоциированного выбора вариантов СКС АЛЛ для конструктивных и технологических параметров отливок, указанных в полях 1...15 табл. 2. Ассоциируемые образцы соответствуют данным, приведенным на рис. 2.

В соответствии с [2] матрица весов W сформирована в виде:

$$W = \sum_{i=1}^{m} x_i^{\prime T} y_i^{\prime},$$

где  $x_i'$  — вектор i-го эталона;  $y_i'$  — вектор ассоциируемого i-му эталону образца; m — число эталонов.

Энергия сети  $E_s$  в точках стабилизации s процесса определена в виде [2, 3]:

$$E_k = -x_s W y_s^T$$
.

Значения активности нейронов на выходе сформированы в соответствии с пороговой функцией активации (1).

Результаты тестирования алгоритма приведены в табл. 3. Анализ результатов тестирования показал, что ассоциативный поиск СКС АЛЛ реализован для всех предъявляемых образцов классов отливок. При этом различные значения энергии стабилизации сети по-

2. Исхидные данные задачи ассициативниги вышина СКС Ал	Исходные данные задачи ассоциативного вы	ора СКС АЛЛ
--	--	-------------

Ma	сса отливки	, кг	Средняя	толщина ст	енки, мм	Техно	ологи	ичность	Спос	об подвода м	еталла	
1	2	3	4	5	6	7		8	9	10	11	
<10	1035	>35	<10	<10 1015 >15		Хорош	ая	Плохая	Сверху	В разъем	Снизу	
-1	1	-1	-1	1	-1	1		-1	1	-1	-1	
1	-1	-1	-1	1	-1	1		-1	-1	1	-1	
1	-1	-1	1	-1	-1	-1		1	-1	-1	1	
-1	-1	1	-1	-1	1	-1		1	-1	1	-1	
-1	1	-1	-1	-1	1	1		-1	1	-1	-1	
-1	1	-1	-1	-1	1	1		-1	-1	1	-1	
	Метод уплотнения											
	12		13		14		15			Ассоциируемый		
Встря	хивание	Пр	ессование		стряхивани прессовани		Вибрация + прессование			образец СКС АЛЛ		
	1		-1		-1		-1			11-1-1		
	1		-1		-1		-1			-11-	-11	
	-1 -1			1			-1		1-1	11		
	-1 -1			-1			1		-11	11		
	1		-1		-1			-1		11-1-1		
	-1		1		-1			-1		111-	-1	

зволяют реализовать выбор лучших вариантов СКС АЛЛ, соответствующих минимальной энергии сети.

При предъявлении сети входных образцов, не включаемых в обучающие последовательности, ДНС формирует ответ, соответствующий ближайшему образцу, входящему в обучающее множество.

Таким образом, рассматриваемый методологический подход к решению задач оптимизации проектных решений ТПОЛП может быть реализован в два

этапа. На первом этапе решается задача формирования ассоциативных вариантов объектов исследования и обработки, на втором — собственно задача оптимизации. При этом данный подход актуален в современных условиях снижения объемов производства автоматического литейного оборудования, когда, в основном, обеспечение производства базируется на оптимальном использовании имеющегося оборудования и поддерживаемых им технологических процес-

#### 3. Результаты тестирования алгоритма

Предъявляемый образец класса	Энергия	Значение активности нейронов, соответствующих структурным переменным СКС АЛЛ										
отливок	стабилиза- ции ДНС	1		2		3		4				
	диндиге	$S_1$	$sgn(S_1)$	$S_2$	$sgn(S_2)$	$S_3$	$sgn(S_3)$	$S_4$	$sgn(S_4)$			
-11-1-11-11-11-1-1-1	-80	8	1	22	1	-32	-1	-18	-1			
1-1-1-11-11-1-11-1-1-1	-60	-8	-1	22	1	-24	-1	6	1			
1-1-1 1-1-1-11-1-11-1	-72	12	1	-22	-1	20	1	18	1			
-1-11-11-11-11-1-1-11	-68	-20	-1	10	1	20	1	18	1			
-1 1-1-1-111-11-1-11-1-1	-130	26	1	40	1	-28	-1	-36	-1			
-1 1-1-1-111-1-11-1-11-1	-74	14	1	36	1	0	1	-24	-1			

сов. Очевидно, что реализация указанных этапов требует наличия соответствующей информационной базы, включающей, в том числе, и опыт пользователей.

Дальнейшее совершенствование рассматриваемого методологического подхода реализовано в плане развития возможностей алгоритмов оптимизации проектных решений ТПОЛП, в частности, ориентированных на решение задач структурной и параметрической оптимизации без необходимости предварительного предъявления ДНС ранее разработанных вариантов объектов проектирования.

В основе формализованной постановки задачи совершенствования оптимизации проектных решений ТПОЛП приняты следующие положения:

- в качестве критерия оптимальности рассматривается некоторый минимизируемый параметр, определяемый предварительно (суммарное время срабатывания, ценовой фактор и т.д.);
- в конечно-автоматной модели ТПОЛП определены ряд пар  $a_ib_j$  (i=1,...,n;j=1,...,m) исходное и конечное состояние и множество дуг (число вариантов путей) модели  $N_P(a_ib_j)$ , соединяющих каждую пару;
- необходимо построить, при соответствующих ограничениях, последовательность управляющих воздействий или операций на основе нейросетевого алгоритма  $\Lambda^{\text{opt}} \in \Lambda$ , сводящей к минимуму суммарное значение оптимизируемого параметра, определяемого выбором единственного пути для каждой пары  $P_{ijk}$ , где  $k \in N_P$ , при минимизации некоторого критерия

$$t_{ijk} = \sum_{i=1}^{r} \Delta t_i,$$

где r — число управляющих воздействий (операций), соответствующих k-му пути между состояниями  $q_i$  и  $q_j$ , а  $\Delta t_i$  — вес соответствующей дуги между смежными состояниями k-го пути.

Нейросетевая интерпретация задачи основана на использовании ДНС Хопфилда. Реализация процесса решения оптимизационной задачи включает в себя эволюцию ДНС до состояния устойчивого равновесия, характеризующегося минимальной энергией сети.

Вводится сеть нейронов размерностью  $n \times m \times N_P$ , в которой в качестве функции активации нейронов принята сигмоидная функция

$$\varphi(U_{ijk}) = \frac{1}{1 + \exp(-\lambda U_{ijk})},$$

где  $\lambda$  — некоторое число, определяющее вид сигмоиды;  $U_{ijk}$  — комбинированный ввод нейрона

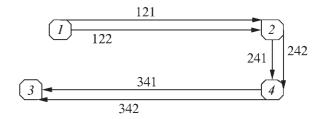


Рис. 4. Орграф состояний

$$U_{ijk} = \sum_{\mu=1}^{n} \sum_{\nu=1}^{m} \sum_{\gamma=1}^{N_{P}} C_{ijk\mu\nu\chi} V_{\mu\nu\chi} - I_{ijk}$$

где  $C_{ijk\mu\nu\chi}$  — симметричный коэффициент синаптических связей между нейронами ijk и  $\mu\nu\chi;\ V_{ijk}=\varphi(U_{ijk});\ I_{ijk}$  — смещение, прикладываемое к нейрону ijk.

Возбужденное состояние нейрона  $V_{ijk} \to 1$  в такой сети соответствует факту выбора для рассмотрения k-го значения оптимизируемого параметра между  $a_i$  и  $b_j$  состояниями. При этом нейрону с максимальным уровнем возбуждения соответствует минимальное значение оптимизируемого параметра.

Вариант реализации рассматриваемого методологического подхода включает в себя формирование алгоритма и решение на его основе задачи оптимального выбора агрегатов АЛЛ. Минимизировалось время выполнения совокупности операций цикла технологического процесса производства отливок на АЛЛ. На рис. 4 приведен фрагмент взвешенного орграфа состояний анализируемого процесса, где состояния 1 — начальное; 2 — заполнено формовочной смесью; 4 — уплотнено; 3 — форма собрана.

Энергия сети определена в соответствии с [2, 3]:

$$E(V) = \frac{A}{2} \sum_{i=1}^{n} \sum_{i=1}^{m} \sum_{k=1}^{N_p} V_{ijk} t_{ijk} ,$$

где A — коэффициент, определяющий конкретику значений энергии сети.

Значения синаптических связей определено как [3]:

$$C_{ijk\mu\nu\chi} = -A\delta_{i\mu} \, \delta_{j\nu} \, (1 - \delta_{k\chi}),$$

где  $\delta$  — символ Кронекера.

В табл. 4 приведены значения исходных данных, в табл. 5— значения выходных напряжений нейронов. На рис. 5 приведена динамика изменения энергии ДНС.

Анализ табл. 5 однозначно иллюстрирует большее напряжение нейронов, соответствующих меньшему значению минимизируемого параметра для каждой

#### 4. Исходные данные

Помолюти	Технологическая операция									
Параметр	Заполнение форм	мовочной смесью	Уплотнени	е полуформ	Сборка форм					
Пара $a_i b_i$	121	122	241	242	341	342				
Продолжительность технологической операции $t_{ijk}$ , с	28	18	9	14	33	35				

#### 5. Значения выходных напряжений нейронов

Параметр	Пара $a_ib_j$										
	121	122	241	242	341	342					
$U_{ijk}$	-28	-18	-9,00001245	-14,0019	-33	-35					
$V_{ijk}$	$6,91 \cdot 10^{-13} \qquad \qquad 1,52 \cdot 10^{-8}$		0,000123393	8,3.10 <sup>-7</sup>	$4,66 \cdot 10^{-15}$	$6,3 \cdot 10^{-16}$					

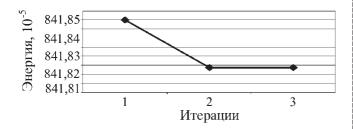


Рис. 5. Динамика изменения энергии ДНС

пары. При этом равновесие ДНС реализуется при минимизации ее энергии (рис. 5).

Применение алгоритмов на основе динамических нейронных сетей позволяет более качественно решать задачи структурной и параметрической оптимизации технологических процессов и оборудования литейного производства. При этом основными преимуществами применения нейросетевых технологий для решения задач оптимизации ТПОЛП являются:

- возможность параллельной обработки данных;
- высокая скорость получения результата при эмуляции на ПЭВМ;

- отсутствие необходимости сложного адекватного формализованного описания объекта или процесса;
- реализуемость комплексной оптимизации с использованием как дискретных, так и непрерывных значений параметров;
- формирование приемлемого решения, отвечающего конкретным требованиям пользователя.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **Беликов О.А.** Теоретические основы системно-структурного метода проектирования технических систем // Тр. МВТУ им. Н.Э. Баумана № 330. М., 1980.
- 2. **Круглов В.В., Борисов В.В.** Искусственные нейронные сети. Теория и практика. М.: Горячая линия Телеком, 2001. 382 с.
- 3. **Осовский С.** Нейронные сети для обработки информации / пер. с польского И.Д. Рудинского. М.: Финансы и статистика, 2002. 344 с.

Александр Евгеньевич Блинников, канд. техн. наук



УДК 621.791; 669.7.017

Ли Яцзян, Ю.А. Пучков, Лю Пэн

(Шэндонский университет (КНР), МГТУ им. Н.Э. Баумана)

# Диффузионная сварка магния с алюминием (структура и фазовый состав переходной зоны)

Исследованы особенности структуры и фазового состава вблизи стыка диффузионного сварного соединения алюминия с магнием. Показано, что вокруг стыка Al/Mg при вакуумной диффузионной сварке образуется переходная зона. Центральная часть состоит в основном из смеси фаз  $Mg_{17}Al_{12}$ ,  $Mg_2Al_3$ , образовавшейся в результате кристаллизации жидкой части сварного шва. Зона шва, примыкающая к Al, состоит из Al(Mg) со сферическими включениями  $Al_3Mg_2$ . K магнию примыкает зона шва на основе Mg(Al) с внутризеренными и зернограничными включениями  $Mg_{17}Al_{12}$ .

The paper brings the results of investigations of the structural and phase compound in the joint-area of diffusion welded joint of aluminium with magnium. It is shown that in the joint-area the interface region is generated.

Сплавы на основе легких металлов Mg и Al используют в качестве конструкционных материалов в аэрокосмической, электронной промышленности благодаря присущему им высокому комплексу эксплуатационных свойств. За последние годы легкие материалы на основе магния стали шире применять в экономически развитых странах [1–3]. С точки зрения экономии электроэнергии и защиты окружающей среды магниевые сплавы являются идеальным выбором для автомобилестроения.

Для уменьшения массы и стоимости конструкции необходимо использовать сварку для соединения элементов на основе магниевых и алюминиевых сплавов. Однако имеющаяся на поверхности этих металлов оксидная пленка приводит к появлению нежелательных включений в сварном соединении. Поэтому сварка плавлением материалов на основе алюминия и магния проблематична. Это сдерживает применение сварных соединений из Al и Mg.

От включений оксидов, трещин, коробления, ликвации, возникающих при сварке плавлением, можно избавиться, применяя диффузионную сварку. Вакуумной диффузионной сваркой успешно свариваются разнородные пассивирующиеся материалы — Ti/Al, Fe<sub>3</sub>Al/сталь и т.д. Результаты исследования их микроструктуры и свойств приведены в работах [4–8]. Однако о результатах исследования структуры и свойств сварных соединений Mg и Al данные отсутствуют.

Методика проведения исследований. В качестве материалов исследования использовали магний марки Mg1 и алюминий марки 1070А (маркировка КНР), химический состав которых приведен в табл. 1. Толщина исследуемых материалов 6 мм. Поскольку во время сварки наличие оксидной пленки на поверхности образцов нежелательно, ее удаляли механи-

ческими и химическими методами перед диффузионной сваркой.

Для вакуумной диффузионной сварки использовали установку Workhorse-II мощностью 45 кВт. Образцы из Al и Mg помещали в рабочее пространство установки. Сварку проводили при температуре t=460...480 °C, продолжительности выдержки при этой температуре  $\tau=40...60$  мин, давлении сжатия p=0.08...0.10 МПа, в вакууме при разряжении  $6.5\cdot10^{-4}$  Па.

При диффузионной сварке использовали ступенчатый нагрев. Охлаждение образцов после сварки проводили в вакуумной камере, охлаждаемой циркулирующей водой. При достижении в камере температуры 100 °C сварное соединение удаляли из камеры. График изменения температуры и давления сжатия при сварке приведен на рис. 1.

Из сварных соединений вырезали и подготовили образцы для металлографического анализа. Микроструктуру отполированных и протравленных образцов вблизи сварного стыка изучали с помощью оптического микроскопа Leica и сканирующего микроскопа JXA-80. Часть сварного соединения вблизи Mg травили 3%-ным спиртовым раствором  $HNO_3$ , а часть сварного соединения вблизи Al-5%-ным раствором HR

# 1. Химический состав (% мас.) магния Mg1 и алюминия 1070A

Материал	Mg	Al	Cu	Fe	Si	Ca
Mg1	99,50	0,1	_	0,05	0,15	0,2
1070A	0,03	99,7	0,01	0,15	0,11	_

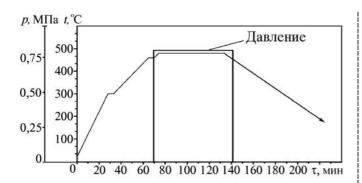
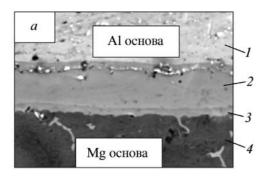


Рис. 1. Изменение температуры t и давления сжатия p при диффузионной сварке Mg с Al

Распределение алюминия и магния в диффузионной переходной зоне изучали методом микрорентгеноспектрального анализа. Фазовый состав определяли дифрактометром D/MAX-RCX и просвечивающим электронным микроскопом H-800. Рентгеноструктурный анализ выполняли с применением трубки с медным анодом при напряжении 40 кВ и рабочем токе 150 мА. Для проведения электронно-микроскопического анализа из переходной зоны вырезали тонкие образцы параллельно границе раздела.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Сварной шов имеет четыре зоны (рис. 2, a). Строение сварного шва можно объяснить, используя диаграмму состояния Mg—Al, приведенную на рис. 3.

Сварку проводили при температуре  $t=460...480\,^{\circ}\text{C}$ , что на 23...43  $^{\circ}\text{C}$  выше температуры эвтектического превращения  $\text{Ж} \rightarrow [\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12} + \text{Mg}(\text{Al})]$  и



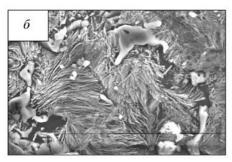
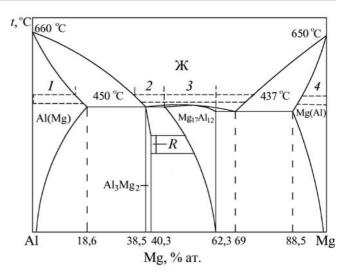


Рис. 2. Микроструктура переходной зоны сварного соединения Mg/Al:

a — сварной шов (1, 2, 3, 4 — зоны),  $\times 500$ ;  $\delta$  — зона 4,  $\times 1000$ 



**Рис. 3.** Диаграмма состояния Al-Mg: 1, 2, 3, 4 — области температур сварного соединения

на 10...30 °C выше температуры эвтектического превращения  $\mathbf{K} \to [\mathrm{Al_3Mg_2} + \mathrm{Al(Mg)}]$ . Выбор такой методики сварки ускорял диффузионные процессы на границе раздела и способствовал формированию более качественного сварного шва.

В процессе сварки в поверхностной зоне алюминия образовался диффузионный слой из твердого раствора магния в алюминии (см. рис. 3, область I), а в поверхностной зоне магния — слой твердого раствора алюминия в магнии (см. рис. 3, область 4). Затем между слоями из этих твердых растворов образовалась жидкая прослойка (см. рис. 3, области 2, 3 и левая часть области 4).

Зона I сварного шва при температуре сварки была твердым раствором магния в алюминии Al(Mg). Концентрация Mg в ней на границе с зоной 2 по результатам микрорентгеноспектрального анализа (рис. 4, где x — расстояние от начальной точки сканирования) составляет  $\approx 16$  % ат. Результаты рентгеноструктурного анализа зоны I приведены в табл. 2. Измеренные расстояния d между плоскостями в интерметаллидах

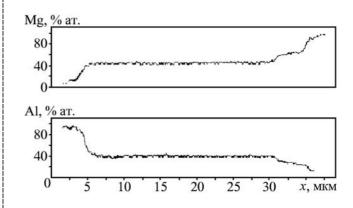


Рис. 4. Распределение Mg и Al в переходной зоне сварного соединения (результаты линейного анализа)

	енные ения		Данные JCPDS								
$d$ , HM $I/I_0$	1/1	Mg <sub>17</sub> A <sub>12</sub>				Al			$Mg_2Al_3$		
	<i>d</i> , нм	hkl	$I/I_0$	<i>d</i> , нм	hkl	$I/I_0$	<i>d</i> , нм	hkl	$I/I_0$		
0,2448	20	0,248	411	100	_	_	_	_	_	_	
0,2408	80	_	_	_	_	_	_	0,2395	1133	100	
0,2405	40	_	_	_	0,233	111	19	_	_	_	
0,2301	8	_	_	_	_	_	_	0,2290	1222	8	
0,2257	5	0,224	332	33	_	_	_	_	_	_	
0,2163	3	_	_	_	_	_	_	0,2159	1082	10	
0,2035	20	0,215	422	12	0,202	200	22	_	_	_	
0,1499	20	0,149	550	10	0,143	220	33	0,1496	1412	15	
0,1217	5	_	_	_	_	_	_	0,1216	2331	6	

2. Результаты рентгеноструктурного анализа зоны 1 сварного соединения

 $Mg_{17}Al_{12}$ ,  $Al_3Mg_2$  и Al сравнивали с приведенными значениями d в справочнике JCPDS (США).

По результатам рентгеноструктурного анализа зона I преимущественно состоит из Al(Mg) и  $Al_3Mg_2$ . Наличие пиков от  $Mg_{17}Al_{12}$  связано с наличием участков зоны 2, не до конца удаленных шлифованием. В процессе охлаждения пересыщенный твердый раствор Al(Mg) частично распался, о чем свидетельствует появление на границах и в теле зерен зоны I мелких сферических включений фазы  $Al_3Mg_2$ .

В зоне 1 рядом с границей раздела с зоной 2 имеется небольшое количество темных участков — питтинга, появившегося в результате травления. Включения фазы  $Al_3Mg_2$  из-за сравнительно высокого содержания в них Mg являются анодными по отношению к твердому раствору Al(Mg), поэтому при травлении часть этих включений растворилась.

В нижней части рис. 2, а находится зона 4, протравившаяся в наибольшей степени. Структура этой зо-

ны при большем увеличении приведена на рис. 2,  $\delta$ . Концентрация Mg в этой зоне на границе с зоной 3 составляет  $\approx$ 62 % ат. Результаты рентгеноструктурного анализа зоны 4 приведены в табл. 3.

Зона 4 преимущественно состоит из Mg(Al) и  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}}$ . В процессе сварки металл этой зоны с концентрацией Mg от 62,5 до  $\approx$ 72...75 % ат. был жидким, а с концентрацией выше 90 % ат. — Mg(Al). При охлаждении из жидкости образовались сплавы, содержащие эвтектику [ $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}} + \mathrm{Mg(Al)}$ ]. В процессе охлаждения при распаде пересыщенного твердого раствора Mg(Al) в нем образовались внутризеренные и зернограничные включения  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}}$ . К зоне 4 примыкает узкая зона 3, которая содержит около 60 % ат. Mg и, очевидно, является слоем на основе  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}}$  с образовавшимися в нем при охлаждении вторичными включениями  $\mathrm{Al_3Mg_2}$ .

Наиболее широкая центральная зона, включающая участки 2, 3, образовалась в результате кристал-

3 Результаты	рентгеноструктурного	анализа зоны 4	Свапного сое	ринения
J. I CSVJIDIAIDI	DEHITEHOCIDVKIVDHOTO	анализа зуны 4	CBabhoro Coe	инения

_ ^	енные ения		Данные JCPDS							
1	1/1	Mg <sub>17</sub> A <sub>12</sub>			Mg			$Al_3Mg_2$		
$d$ , нм $I/I_0$	d, HM	hkl	$I/I_0$	<i>d</i> , нм	hkl	$I/I_0$	d, нм	hkl	$I/I_0$	
0,2448	40	0,248	411	100	0,260	002	25	_	_	_
0,2408	100	_	_	_	0,244	101	100	0,2395	1133	100
0,2405	60	_	_	_	_	_	_	_	_	_
0,2257	30	0,224	332	33	_	_	_	_	_	_
0,2163	6	0,215	422	12	_	_	_	0,2159	1082	10
0,2035	5	_	_	_	0,190	102	20	_	_	_
0,1499	15	0,149	550	10	0,147	103	20	0,1496	1412	15
0,1297	8	0,125	511	10	_	_	_	_	_	_
0,1217	3	_	_	_	_	_	_	0,1216	2331	6

лизации жидкой части сварного шва. Концентрация Mg в ней монотонно изменяется от 40 до 58 % ат. (см. рис. 4). Центральная зона, вероятно, является смесью двух фаз  $Al_3Mg_2$  и  $Mg_{17}Al_{12}$ . Эта зона сформировалась в узком температурном интервале, что способствовало из-за высокой жидкотекучести образовавшегося металла устранению полостей на стыке и формированию структуры с низким уровнем рассеянной пористости.

Зоны 2 и 3 по характеру травимости и содержанию Mg отличаются несущественно. Вероятно, границей их раздела является бывшая граница Mg и Al. В результате их взаимодействия образовалась жидкая прослойка. Границы жидкой прослойки двигались с различной скоростью в сторону Mg и Al основ. В сторону Mg движение жидкой прослойки происходило с большей скоростью, так как с этой стороны образовалась более низкоплавкая эвтектика. Последовательность и структура диффузионных зон в сварном шве в целом определяются последовательностью фазовых областей в диаграмме состояния Mg—Al.

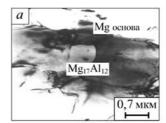
Электронно-микроскопический анализ был выполнен для получения дополнительной информации о структуре и фазовом составе переходной зоны. Структура вблизи границы раздела сварного соединения и электронограмма для оси зоны B=[221] кристалла  $Mg_{17}Al_{12}$  с гранецентрированной кубической решеткой типа  $\alpha$ -Mn приведены на рис. 5.

Переходной слой, примыкающий к Mg, состоит из крупных кристаллов твердого раствора на основе Mg, имеющего гексагональную плотноупакованную решетку. На границе зерен твердого раствора располагаются включения  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}}$ , что, вероятно, связано с преимущественной диффузией Al по границам зерен Mg. Для устранения сетки на границах зерен возможно использовать легирование или термообработку.

Просвечивающая электронная микроскопия показала, что фаза  ${\rm Mg_{17}Al_{12}}$  имеет кристаллическую решетку с периодом a=1,056 нм и находится в хорошем структурном соответствии с матрицей из Mg(Al), что должно благоприятно сказаться на прочности сварного диффузионного соединения и его способности противостоять образованию трещин.

#### Выводы

- 1. Магний и алюминий удовлетворительно свариваются вакуумной диффузионной сваркой при температуре t=460...480 °C, продолжительности выдержки  $\tau=40...60$  мин, давлении сжатия p=0.08...0.10 МПа, разряжении  $6.5\cdot10^{-4}$  Па.
- 2. Последовательность и структура диффузионных зон в сварном шве определяются последовательностью фазовых областей в диаграмме состояния Mg—Al. Центральная, наиболее широкая часть переходной зоны, состоит преимущественно из смеси фаз  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}},\ \mathrm{Mg_2Al_3}$  образовавшейся в результате кристаллизации жидкой части сварного шва. Зона шва, примыкающая к Al, состоит из Al(Mg) со сферическими включениями  $\mathrm{Al_3Mg_2}.\ \mathrm{K}$  магнию примыкает зона шва на основе Mg(Al) с внутризеренными и зернограничными включениями  $\mathrm{Mg_{17}Al_{12}}.$





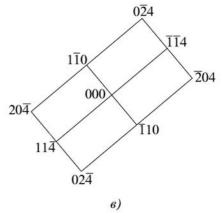


Рис. 5. Результаты электронной микроскопии зоны сварного шва, примыкающей к магниевой основе:

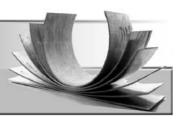
- a включения  ${\rm Mg_{17}Al_{12}}$  в твердом растворе  ${\rm Mg(Al)}$ ,  $\times 15000$ ;  $\delta$  электронограмма  ${\rm Mg_{17}Al_{12}}$  в твердом растворе  ${\rm Mg(Al)}$ ;  $\epsilon$  системы индексов Миллера для включений из  ${\rm Mg_3Al_2}$  с осью зоны [221]
- 3. Установлено, что в диффузионной зоне, примыкающей к Mg, образуются включения  $Mg_{17}Al_{12}$ . Эти включения имеют гранецентрированную кубическую решетку типа  $\alpha$ -Mn и находятся в размерном соответствии с кристаллической решеткой твердого раствора на основе Mg.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **Zeng R.C., Ke W., Xu Y.B. et al.** // Acta Metall. Sinica. 2001. Vol. 37. P. 673.
- 2. **Brown R.E.** Magnesium alloys and their applications as materials // Mater. Week-Munich, Germany, J. Light Metal Age. 2001. Vol. 59. P. 54.
- 3. Su S.F., Huang J.C., Lin H.K., Ho N.J. // Metall. Mater. Trans. A. 2002. Vol. 33A. P. 1461.
- 4. **Jiangwei R., Yajiang L., Tao F.** // Mater. Lett. 2002. Vol. 56. P. 647.
- 5. Yajiang L., Yansheng Y., Huiqiang W. // Scriptia Mater. 2002. Vol. 47. P. 851.
- 6. Yajiang L., Juan W., Yansheng Y., Haijung M. // Mater. Sci. Technol. 2004. Vol. 20. P. 1484.
- 7. **Диффузионная** сварка материалов: справочник / под ред. Н.Ф. Казакова. М.: Машиностроение, 1981.
- 8. **Теория**, технология и оборудование диффузионной сварки: учеб. для вузов / В.А. Бачин, В.Ф. Квасницкий, Д.А. Котельников и др.; под общ. ред. В.А. Бачина. М.: Машиностроение, 1991. 352 с.

Ли Яцзян, д-р философии; Юрий Александрович Пучков, канд. техн. наук; Лю Пэн, д-р философии

# КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.983; 539.374

О.В. Пилипенко (Орловский государственный технический университет)

## Обжим и раздача трубных заготовок из анизотропных материалов\*

Приведены математические модели процессов обжима и раздачи трубных заготовок, обладающих цилиндрической анизотропией механических свойств. Установлено влияние технологических параметров, условий трения на контактной поверхности пуансона и заготовки, анизотропии механических свойств трубной заготовки на напряженное и деформированное состояния заготовки, геометрические размеры заготовки, силовые режимы и предельные возможности формообразования операций раздачи и обжима трубных заготовок.

The article brings the mathematical models of pressing and expanding processes of the tubular billets having cylindrical anisotropy of mechanical properties. It is established the way that technological parameters, friction conditions between a punch and a billet and anisotropy of a billet's metal influence on stressed and deformed conditions, geometrical sizes of the billet and extreme forming conditions.

В различных отраслях машиностроения получили широкое распространение различного рода трубопроводные системы. К важнейшим элементам таких конструкций относятся концентрические осесимметричные переходники, позволяющие осуществлять стыковку труб разного диаметра. К ним предъявляют повышенные требования по механическим характеристикам, размерной точности и качеству поверхности.

Значительной экономии металла в штамповочном производстве при их изготовлении можно добиться благодаря применению трубной заготовки вместо цилиндрической заготовки, полученной методами глубокой вытяжки из листовой заготовки. При этом коэффициент использования металла повышается в несколько раз и, соответственно, уменьшается обработка резанием.

Трубный прокат, подвергаемый штамповке, обладает анизотропией механических свойств, обусловленной маркой материала и технологическими режимами его получения. Анизотропия механических свойств материала трубной заготовки может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на устойчивое протекание технологических про-

цессов обработки металлов давлением, в частности операций обжима и раздачи [1, 2].

Рассмотрению операции раздачи посвящены работы многих исследователей, в которых авторами в рамках деформационной теории пластичности или теории пластического течения изотропного и анизотропного материалов исследована эта операция [1–4].

Ниже приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований напряженного и деформированного состояний заготовки, силовых режимов и предельных возможностей формоизменения операции раздачи коническим пуансоном и обжима конической матрицей анизотропных трубных заготовок.

**Основные соотношения анизотропного материала.** Материал принимаем несжимаемым, жесткопластическим, ортотропным, для которого справедливы условие текучести Мизеса—Хилла [2]:

$$2f(\sigma_{ij}) \equiv F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1$$
 (1)

и ассоциированный закон пластического течения

$$d\varepsilon_{ij} = d\lambda \frac{\partial f(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}},\tag{2}$$

<sup>\*</sup> 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).

где F,G,H,L,M,N — параметры, характеризующие текущее состояние анизотропии;  $\sigma_{ij}$ ,  $\tau_{ij}$  — компоненты тензора напряжений в главных осях анизотропии;  $d\varepsilon_{ij}$  — компоненты тензора приращения деформаций;  $d\lambda$  — коэффициент пропорциональности; x,y,z — главные оси анизотропии.

Предельные возможности формоизменения при пластическом деформировании часто оцениваются на базе феноменологических моделей разрушения по накоплению микроповреждений:

$$\omega_e = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{d\varepsilon_i}{\varepsilon_i^{\text{np}} \, \sigma/\sigma_i},\tag{3}$$

где  $\sigma = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$  — среднее напряжение;  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  и  $\sigma_3$  — главные напряжения;  $\sigma_i$  и  $d\varepsilon_i$  — интенсивность напряжения и приращение интенсивности деформации;  $\varepsilon_i^{\rm np} = \varepsilon_i^{\rm np} \, (\sigma/\sigma_i \,,\, \alpha, \beta, \gamma)$  — предельная интенсивность деформации;  $\alpha, \beta, \gamma$  — углы между первой главной осью напряжений и главными осями анизотропии x, y и z.

В зависимости от условий эксплуатации или последующей обработки изготовляемого изделия уровень повреждаемости не должен превышать величины  $\chi$ , т.е.

$$\omega_{\rho} \leq \chi.$$
 (4)

При назначении степеней деформации в процессах пластического формоизменения в дальнейшем учитывали рекомендации В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова по степени использования ресурса пластичности  $\chi$ , согласно которым для ответственных деталей, работающих в тяжелых условиях эксплуатации, и заготовок, подвергающихся после штамповки термической обработке (отжигу или закалке),  $\chi = 0.25$ , для неответственных деталей  $\chi = 0.65$  [5, 6].

Предельную интенсивность деформации вычисляют по формуле

$$\varepsilon_i^{\text{np}} = \Omega \exp \left( U \frac{\sigma}{\sigma_i} \right) (a_0 + a_1 \cos \alpha + a_2 \cos \beta + a_3 \cos \gamma), (5)$$

где  $\Omega$ , U,  $a_0$ ,  $a_1$ ,  $a_2$  и  $a_3$  — константы материала, определяемые в зависимости от рода материала согласно работам В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова [5, 6] и уточняющиеся из опытов на растяжение образцов в условиях плоского напряженного состояния в зависимости от анизотропии механических свойств ортотропного тела.

В ряде случаев предельные возможности формоизменения могут быть ограничены локальной потерей устойчивости заготовки. Для анализа локализации деформаций анизотропного материала предложен критерий, основанный на условии положительности добавочных нагрузок, позволяющий рассчитать предельную деформацию в условиях плоского напряженного состояния:

$$\frac{1}{z} = \frac{d\sigma_{i}}{\sigma_{i} d\varepsilon_{i}} > \frac{a_{x} - a_{xy}m}{\sqrt{a_{x} - 2a_{xy}m + a_{y}m^{2}}};$$

$$\frac{1}{z} = \frac{d\sigma_{i}}{\sigma_{i} d\varepsilon_{i}} > \frac{a_{y}m - a_{xy}}{\sqrt{a_{x} - 2a_{xy}m + a_{y}m^{2}}};$$
The  $a_{y} = \frac{3(R_{y} + 1)R_{x}}{2(R_{x} + R_{y} + R_{x}R_{y})}; a_{xy} = \frac{3R_{y}R_{x}}{2(R_{x} + R_{y} + R_{x}R_{y})};$ 

$$a_{x} = \frac{3R_{y}(R_{x} + 1)}{2(R_{x} + R_{y} + R_{x}R_{y})};$$

$$m = \frac{\sigma_{y}}{\sigma}; R_{x} = H/G; R_{y} = H/F.$$
(6)

Технологические возможности многих процессов штамповки лимитируются потерей устойчивости заготовки второго типа при ее формоизменении, т.е. явлением волнистости, складок, гофров на участках заготовки, деформируемых при сжимающих или сжимающих и растягивающих напряжениях. Анализ потери устойчивости цилиндрической заготовки выполнен на основании статического критерия устойчивости. Сущность статического критерия устойчивости. Сущность статического критерия устойчивости состоит в том, что рассматриваются состояния равновесия, бесконечно близкие к основному состоянию равновесия, т.е. при некотором значении нагрузки наряду с основной формой возможна другая форма равновесия, а именно при несколько искривленной заготовке.

Приняли, что в начальной стадии потери устойчивости при осадке свободно опертой заготовки концы заготовки защемлены. Напряженное и деформированное состояния цилиндрической заготовки до момента потери устойчивости заготовки приняли приближенно плоскими. Предложено выражение для определения критического напряжения, соответствующего потере устойчивости цилиндрической заготовки второго типа:

$$\sigma_x^{\text{kp}} = E_k \left[ B_1 \frac{\pi^2 s_{\text{II}}^2}{3h^2} + B_2 \frac{h^2}{R_{\text{cp}}^2 4\pi^2} \right], \tag{7}$$

где  $R_{\rm cp}$  — радиус срединной поверхности исходной заготовки;  $E_k$  — касательный модуль упрочнения ( $\sigma_i = \sigma_{i0} + A \varepsilon_i^n$ ,  $\sigma_{i0}$ , A, n — константы материала;  $\varepsilon_i$  — интенсивность деформации);  $E_k = \frac{d\sigma_i}{d\varepsilon_i} = AnC^{n-1} \varepsilon_x^{n-1}$ ;  $h_0$ , h —

исходная и текущая высота цилиндрической заготовки;  $s_0$ ,  $s_{\rm ц}$  — исходная и текущая толщина цилиндрической заготовки;

$$B_{1} = \frac{2}{3} \frac{(R_{x} + R_{x}R_{y} + R_{y})}{R_{y}} \frac{(1 + R_{y})}{R_{y}R_{x} + 1 + R_{y}};$$

$$B_{2} = \frac{2}{3} \frac{(R_{x} + R_{x}R_{y} + R_{y})(1 + R_{y})}{R_{y}(R_{y}R_{x} + 1 + R_{y})} \frac{(2R_{x} + 1)R_{y}}{(2R_{y} + 1)R_{x}};$$

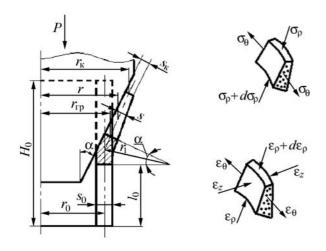


Рис. 1. Схема раздачи трубной заготовки коническим пуансоном

$$C = \sqrt{\frac{2(R_x + R_y + R_x R_y)}{3}} \times \frac{1}{R_y^{1/2}} \frac{(R_x R_y + R_y^2 + 2R_y + 1 + R_x^3)^{1/2}}{1 + R_y + R_x};$$

$$\varepsilon_x = \ln \frac{h_0}{h}; \quad h = h_0 / e^{\varepsilon_x}; \quad s_{\pi} = s_0 \frac{h_0}{h}.$$

Раздача трубной заготовки коническим пуансоном. Рассмотрена операция раздачи трубной заготовки коническим пуансоном с углом конусности  $\alpha$  (рис. 1, где  $\sigma_p$ ,  $\sigma_\theta$  — соответственно меридиональные и окружные напряжения) и коэффициентом раздачи  $K_p = r_v/r_0$ .

В основу анализа положен метод расчета силовых параметров процесса, основанный на совместном решении приближенных дифференциальных уравнений равновесия и условия текучести с учетом сопряжений на границах участков, а также изменения направления течения материала. Предполагали, что процесс раздачи трубной заготовки протекает в условиях плоского напряженного состояния ( $\sigma_z = 0$ ), на контактной границе реализуется закон трения Кулона. Материал приняли несжимаемым, изотропно-упрочняющимся, обладающим цилиндрической анизотропией механических свойств, для которого справедливо условие текучести Мизеса—Хилла и ассоциированный закон пластического течения [2].

Меридиональные  $\sigma_{\rho}$  и окружные  $\sigma_{\theta}$  напряжения определяют путем решения приближенного уравнения равновесия

$$\rho \frac{d\sigma_{\rho}}{d\rho} + \sigma_{\rho} (1 + f') - \sigma_{\theta} - \frac{\mu \sigma_{\theta}}{tg \alpha} = 0;$$

$$f' = \frac{R_{\theta} \sigma_{\rho} + R_{\rho} \sigma_{\theta}}{R_{\rho} [R_{\theta} \sigma_{\rho} - (1 + R_{\theta}) \sigma_{\theta}]}$$
(8)

совместно с условием пластичности [2]

$$\sigma_{\rho}^{2} + \sigma_{\theta}^{2} \frac{R_{\rho} (1 + R_{\theta})}{R_{\theta} (1 + R_{\rho})} - 2 \frac{R_{\rho} R_{\theta}}{R_{\theta} (1 + R_{\rho})} \sigma_{\rho} \sigma_{\theta} =$$

$$= \sigma_{i}^{2} \left[ \frac{2(R_{\rho} + R_{\rho} R_{\theta} + R_{\theta})}{3R_{\theta} (1 + R_{\rho})} \right]$$
(9)

при граничном условии

при 
$$\rho = \rho_{\kappa} = r_{\kappa} / \sin \alpha$$
,  $\sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{\kappa}} = 0$ , (10)

где  $\mu$  — коэффициент Кулонова трения на поверхности контакта пуансона и заготовки.

Интегрирование приближенного уравнения равновесия (8) выполнено численно методом конечных разностей от краевой части заготовки, где известны все входящие в уравнение величины.

Сжимающее меридиональное напряжение  $\sigma_{\rho}$  имеет наибольшее по абсолютной величине значение при  $r=r_0$ . Эту величину напряжений находили как сумму напряжения, определяемого из уравнения (8), и приращения напряжения  $2\Delta\sigma_{\rho}$  от изгиба и спрямления следующим образом:

$$|\sigma_{\rho}|_{\max} = \sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{rp}} + 2\Delta\sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{rp}} = \sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{rp}} (3 - 2\cos\alpha);$$
  
$$\rho_{rp} = r_{rp}/\sin\alpha,$$
 (11)

где коэффициент  $(3 - 2\cos\alpha)$  учитывает изгиб и спрямление заготовки при переходе от конического участка к недеформированному цилиндрическому.

В случае когда при раздаче образуется цилиндрическая часть нового диаметра (рис. 2), определяя напряжения  $\sigma_{\rho}$  в коническом участке, следует учитывать влияние изгиба и спрямления между этими участками. Примем, что изгиб и спрямление элементов на границах участка свободного изгиба увеличивают  $\sigma_{\rho}$  на  $2\Delta\sigma_{o}$ .

Величину  $\sigma_{\rho}$  для рассматриваемых условий деформирования определяют по формуле

$$\sigma_{\rho} = 2\Delta \sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{\kappa}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \frac{\sigma_{s\theta} s \sin \alpha}{\sqrt{r_{\kappa} s}},$$
 (12)

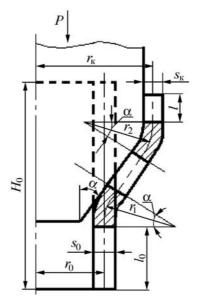


Рис. 2. Схема раздачи трубной заготовки коническим пуансоном с образованием цилиндрической части

где  $\sigma_{s\theta}$  — сопротивление материала пластическому деформированию в направлении главной оси анизотропии  $\theta$ .

Меридиональные  $\sigma_{\rho}$  и окружные  $\sigma_{\theta}$  напряжения определяют путем решения приближенного уравнения равновесия (8) совместно с условием пластичности (9) при граничном условии:

при 
$$\rho = \rho_{\kappa}$$
,  $\sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{\kappa}} = 2\Delta\sigma_{\rho}|_{\rho = \rho_{\kappa}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \frac{\sigma_{s\theta} s \sin \alpha}{\sqrt{r_{\kappa} s}}$ . (13)

Изменение толщины трубы в процессе раздачи заготовки оценивается по соотношению

$$s = s_0 e^{\rho_0} \int_{\rho}^{\rho} f^{\frac{d\rho}{\rho}}; \quad \rho_0 = r_0 / \sin \alpha. \tag{14}$$

Приращение интенсивности деформации  $d\varepsilon_i$  для рассматриваемого случая деформирования определяли по формуле

$$d\varepsilon_{i} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{(R_{\rm p} + R_{\rm \theta} + R_{\rm p} R_{\rm \theta})[b^{2} R_{\rm p} (R_{\rm \theta} + 1) + 2b R_{\rm p} R_{\rm \theta} + R_{\rm \theta} (R_{\rm p} + 1)]}{R_{\rm p} R_{\rm \theta} (1 + R_{\rm p} + R_{\rm \theta})}} d\varepsilon_{\rm \theta},$$

где 
$$b = \frac{R_{\theta}[\sigma_{\rho} + R_{p}(\sigma_{\rho} - \sigma_{\theta})]}{R_{p}[\sigma_{\theta} + R_{\theta}(\sigma_{\theta} - \sigma_{\rho})]}$$

Сила процесса раздачи трубной заготовки определяется выражением

$$P = 2\pi r_0 s_0 |\sigma_{\text{o max}}|. \tag{15}$$

Приведенные выше соотношения позволили оценить влияние технологических параметров, угла конусности пуансона, условий трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки, анизотропии механических свойств заготовки на напряженное и деформированное состояния, силовые режимы и предельные возможности операции раздачи трубных заготовок.

Результаты расчетов показали, что с увеличением относительного радиуса  $\overline{\rho} = \rho/\rho_0$  относительное окружное напряжение  $\overline{\sigma}_{\theta} = \sigma_{\theta}/\sigma_{0,2\theta}$  ( $\sigma_{0,2\theta}$  — предел текучести в направлении главной оси анизотропии  $\theta$ ) увеличивается. Меридиональное напряжение  $|\overline{\sigma}_{\rho}| = |\sigma_{\rho}|/\sigma_{0,2\theta}$  уменьшается от наибольшего значения при  $\overline{\rho} = 1$  до нуля на кромке заготовки.

Зависимости относительной силы процесса  $\overline{P}=P/(2\pi r_0 s_0 \sigma_{0,2\theta})$  от угла конусности пуансона  $\alpha$  ( $K_{\rm p}=1,4;~\mu=0,05$ ) для трубных заготовок из стали 08кп и алюминиевого сплава АМг6 приведены на рис. 3. Расчеты выполнены для трубных заготовок со следующими механическими характеристиками: сталь 08кп —  $\sigma_{i0}=377,15$  МПа; A=488,9 МПа;  $n=0,48;~R_{\rm p}=0,817;~R_{\rm \theta}=0,783;~\Omega=6,148;~U=-0,946;~a_0=0,471;~a_1=-0,169;~a_2=-0,143;~cплав~AMr6-\sigma_{i0}=194,19$  МПа; A=275,11 МПа;  $B=0,256;~R_{\rm p}=0,67;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~a_0=3,773;~a_1=-1,394;~R_{\rm \theta}=0,54;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~\alpha=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~\alpha=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~\alpha=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~\alpha=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~U=-1,23;~\alpha=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=3,773;~\alpha=1,394;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=2,148;~\Omega=3,773;~\Omega=2,148;~\Omega$ 

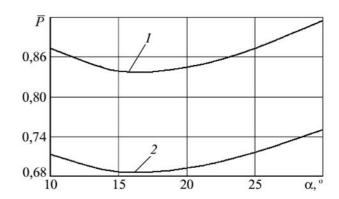


Рис. 3. Зависимость относительной силы процесса  $\overline{P}$  от угла конусности пуансона  $\alpha$  при раздаче трубных заготовок: 1- сплав АМг6; 2- сталь 08кп

 $a_2 = -1,707$  и геометрическими размерами:  $r_0 = 50$  мм;

Результаты расчетов и графических зависимостей, приведенных на рис. 3, показали, что выявлены оптимальные углы конусности пуансона в интервале 12...18°, соответствующие наименьшей силе. Ус-

тановлено, что с ростом коэффициента раздачи  $K_{\rm p}$  и коэффициента трения  $\mu$  относительная сила  $\overline{P}$  возрастает. С увеличением коэффициента раздачи  $K_{\rm p}$  относительная толщина кромки трубной заготовки  $\overline{s}_{\rm k}=s_{\rm k}/s_0$  существенно уменьшается.

Установлено существенное влияние цилиндрической и нормальной анизотропии механических свойств трубной заготовки на силовые режимы процессов раздачи и геометрические размеры заготовки. Например, увеличение коэффициента анизотропии  $R_{\rm p}$  от 0,2 до 2 (при  $R_{\rm \theta}=2$  или  $R_{\rm \theta}=0,2$ ) сопровождается ростом относительной силы  $\overline{P}$  более чем на 25 %. Увеличение коэффициента нормальной анизотропии R от 0,2 до 2 при раздаче приводит к уменьшению  $\overline{s}_{\rm k}$  на 15 % при  $K_{\rm p}=1,5$ .

Предельные возможности операции раздачи трубных заготовок оценены из условия, что максимальное осевое напряжение  $|\sigma_{\rho \text{ max}}|$ , передающееся на стенку, не превышает сопротивления материала пластическому деформированию  $\sigma_{vo}$ :

$$|\sigma_{p \text{ max}}| \le |\sigma_{sp}|; \quad \sigma_{sp} = \sigma_{0,2p}$$
 (16)

по критерию локальной потери устойчивости анизотропного упрочняющегося материала (6), по условию устойчивости трубной заготовки из анизотропного материала в виде образования складок

$$\sigma_x^{\text{kp}} \le |\sigma_{\text{o max}}| \tag{17}$$

и по степени использования ресурса пластичности (4). На рис. 4 приведены зависимости предельного коэффициента раздачи  $K_p^{\rm np}$  от угла конусности пуансона  $\alpha$  при раздаче трубных заготовок из стали 08кп со

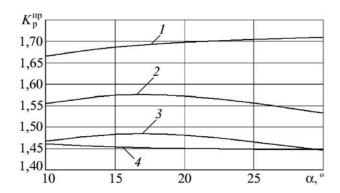


Рис. 4. Зависимость предельного коэффициента раздачи  $K_{\rm p}^{\rm np}$  от угла конусности пуансона  $\alpha$  при раздаче трубных заготовок из стали  $08{\rm km}$ 

следующими геометрическими размерами:  $s_0 = 4$  мм,  $r_0 = 50$  мм ( $\mu = 0.05$ ).

На рис. 4 введены следующие обозначения: 1 — формообразование ограничивается моментом возникновения локальной потери устойчивости; 2 — формообразование ограничивается напряжением  $|\sigma_{\rm p\ max}|$ , передающегося на стенку (критерий (16)); 3 — формообразование ограничивается условием устойчивости трубной заготовки из анизотропного материала в виде образования складок (17) при  $\varepsilon_{\rm x}=0.1$ ;  $h_0=150$  мм; 4 — формообразование ограничивается степенью использования ресурса пластичности (4) при  $\gamma=0.25$ .

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 4, показал, что предельные возможности раздачи трубных заготовок из стали 08кп ограничиваются допустимой степенью использования ресурса пластичности при  $\chi=0.25$ , устойчивое протекание процесса ограничивается условием устойчивости трубной заготовки в виде образования складок.

Результаты расчетов показали, что предельные возможности формообразования при раздаче трубных анизотропных заготовок могут ограничиваться максимальным сжимающим напряжением по абсолютной величине на входе в очаг пластической деформации, локальной потерей устойчивости трубной заготовки, условием устойчивости трубной заготовки в виде образования складок и феноменологическим критерием разрушения анизотропного материала. В каждом конкретном случае необходимо проверять каждый из перечисленных выше критериев деформируемости в зависимости от эксплуатационных требований на изделие.

Обжим трубной заготовки конической матрицей. Разработана математическая модель операции обжима трубной заготовки, обладающей цилиндрической анизотропией механических свойств, конической матрицей с углом конусности  $\alpha$  и коэффициентом обжима  $K_{\rm of} = r_0/r_{\rm k}$  (рис. 5). Материал приняли несжимаемым, изотропно-упрочняющимся, для которого

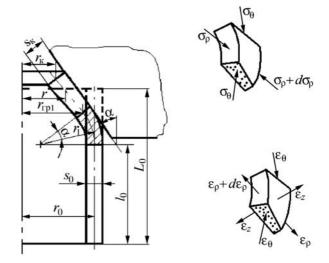


Рис. 5. Схема обжима трубной заготовки конической матрицей

справедливо условие текучести Мизеса—Хилла и ассоциированный закон пластического течения.

Аналогичным образом, как и для операции раздачи, получены основные уравнения и соотношения для анализа операции обжима анизотропных трубных заготовок. Выполнены теоретические исследования напряженного и деформированного состояний заготовки, силовых режимов и предельных возможностей формообразования операции обжима трубной заготовки.

Теоретические исследования операции обжима анизотропной трубной заготовки выполнены путем совместного решения приближенных уравнений равновесия совместно с условием пластичности Мизеса—Хилла и основных определяющих соотношений при заданных начальных и граничных условиях [2]. Допускается, что операция обжима трубной заготовки реализуется в условиях плоского напряженного состояния. На контактных границах заготовки и инструмента реализуется закон трения Кулона.

Установлено влияние анизотропии механических свойств трубной заготовки на напряженное и деформированное состояния заготовки, силовые режимы и предельные возможности формообразования операции обжима трубной заготовки конической матрицей.

Зависимости относительной силы процесса  $\overline{P}=P/(2\pi r_0 s_0 \sigma_{0,2\theta})$  от угла конусности матрицы  $\alpha$  ( $K_{o6}=1,4;~\mu=0,05$ ) для трубных заготовок из стали 08кп и алюминиевого сплава АМг6 представлены на рис. 6.

Анализ результатов расчетов и графических зависимостей показал, что выявлены оптимальные углы конусности матрицы в интервале 12...18°, соответствующие наименьшей силе. Установлено, что с ростом коэффициента обжима  $K_{06}$  и коэффициента трения  $\mu$  относительная сила  $\overline{P}$  возрастает. Увеличение коэффициента нормальной анизотропии R сопровождается уменьшением  $\overline{P}$ .

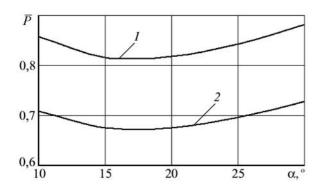


Рис. 6. Зависимость относительной силы процесса P от угла конусности матрицы  $\alpha$  при обжиме трубных заготовок: 1- сплав AMr6; 2- сталь 08кп

Показано, что с увеличением коэффициента обжима  $K_{\rm of}$  относительная толщина кромки трубной заготовки  $\bar{s}_{\rm K}$  увеличивается. Интенсивность увеличения  $\bar{s}_{\rm K}$  существенно зависит от R. С уменьшением R от 2 до 0,2  $\bar{s}_{\rm K}$  возрастает на 25 % (при  $K_{\rm of}=1,5$ ).

Оценены предельные возможности деформирования, связанные с максимальным сжимающим напряжением по абсолютной величине на входе в очаг пластической деформации (16), степенью использования ресурса пластичности (4), устойчивостью трубной заготовки в пластической области в виде образования складок (17).

На рис. 7 приведены зависимости изменения предельного коэффициента обжима  $K_{\rm of}^{\rm np}$  от угла конусности матрицы  $\alpha$  ( $\mu=0,05$ ) при обжиме трубных заготовок из стали 08кп со следующими геометрическими размерами:  $s_0=4$  мм;  $r_0=50$  мм.

На рис. 7 введены следующие обозначения: 1 — формообразование ограничивается феноменологическим критерием разрушения анизотропного материала; 2 — формообразование ограничивается по максимальному осевому напряжению; 3 — формообразование ограничивается условием устойчивости трубной заготовки в виде образования складок ( $\varepsilon_x = 0.1$ ;  $h_0 = 150$  мм).

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 7, показал, что предельные возможности обжима трубных заготовок из стали 08кп ограничиваются условием устойчивости трубной заготовки в виде образования складок.

Анализ результатов расчетов показал, что неучет цилиндрической анизотропии механических свойств трубной заготовки при анализе процесса обжима приводит к погрешности в оценке силовых режимов и предельных коэффициентов обжима  $K_{\rm of}^{\rm np}$  порядка 25 %.

Экспериментальные исследования. Экспериментальные исследования процесса раздачи и обжима в штампе коническим пуансоном или конической матрицей трубных заготовок из стали 08кп и латуни Л63 выполнены с записью диаграмм "сила—перемещение" при различных значениях коэффициентов раздачи  $K_{\rm p}$  или обжима  $K_{\rm of}$ .

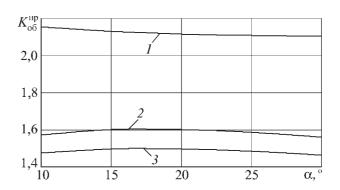


Рис. 7. Зависимость предельного коэффициента обжима  $K_{\rm of}^{\rm np}$  от угла конусности матрицы  $\alpha$  при обжиме трубных заготовок из стали  $08{\rm km}$ 

В качестве инструмента для операции обжима использовали коническую матрицу с углом конусности  $\alpha=20^{\circ}$ , а для операции раздачи — пуансоны с углами конусности  $\alpha=10,\ 20\$ и  $\ 30^{\circ}$ .

Для обжима и раздачи были выбраны трубные заготовки со следующими геометрическими параметрами: диаметр заготовок  $D_0 = 16$  мм; толщина стенки заготовок  $s_0 = 0.8$  мм; высота заготовок  $h_0 = 30$  мм.

Сравнение теоретических расчетов и экспериментальных данных по силовым режимам операций раздачи и обжима трубных заготовок из стали 08кп и латуни Л63 указывает на удовлетворительное их согласование (расхождение не превышает 10 %).

На основе выполненных теоретических и экспериментальных исследований разработаны рекомендации по расчету технологических параметров операций раздачи и обжима трубных заготовок из анизотропных материалов. Эти рекомендации использованы при разработке технологического процесса изготовления осесимметричной детали "переходник", в котором в качестве исходной заготовки предложено использовать трубную заготовку.

Технико-экономическая эффективность описанного процесса связана с сокращением сроков подготовки производства, трудоемкости изготовления деталей на 45 % и металлоемкости производства до 37 %.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **Гречников Ф.В.** Деформирование анизотропных материалов. М.: Машиностроение, 1998. 446 с.
- 2. Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А. Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 331 с.
- 3. Аверкиев Ю.А., Аверкиев А.Ю. Технология холодной штамповки. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
- 4. **Аверкиев А.Ю.** Формоизменение трубной заготовки при раздаче и обжиме // Кузнечно-штамповочное производство. 2000. № 1. С. 6—9.
- 5. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет (УПИ), 2001. 836 с.
- 6. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.

Ольга Васильевна Пилипенко, канд. техн. наук

**А.Н. Леванов, Д.И. Вичужанин** (Уральский государственный технический университет-УПИ, г. Екатеринбург, Институт машиноведения УрО РАН)

### Самокомпенсирующиеся штампы для закрытой объемной штамповки

На основе общих закономерностей контактного трения в процессах обработки металлов давлением предложены новый принцип компенсации избытка металла и закрытые штампы для объемной штамповки. Эти штампы названы самокомпенсирующимися, так как компенсация избытка металла в них происходит под действием самого деформируемого металла на самоустанавливающийся контактный элемент штампа. Описаны работа штампов, основы их проектирования, область применения, примеры и технико-экономическая эффективность использования в производстве.

The new principle of metal excess compensation and the more perfect closed dies devises for closed-die forging were proposed on the base of total contact friction regularities in processes of working metals by pressure. The devise is termed "self-compensational dies" because the metal excess compensation occurs due to effect of deformed material itself upon the self-compensational element of the die. The paper concerned with principles of the die design and operation. Scope of application and economical efficiency of the newly developed dies are discussed.

Прогрессивность закрытой объемной штамповки по сравнению с открытой в ряде случаев несомненна. Однако существуют трудности внедрения закрытых штампов в производство, которые наиболее успешно преодолимы при закрытой штамповке с компенсацией избытка металла. При этом наряду с экономией штампуемого материала достигают значительного повышения точности штампуемых изделий, снижения необходимой силы и увеличения стойкости штампов.

Известные конструкции закрытых штампов с компенсаторами обладают значительными недостатками. Применение самоустанавливающихся элементов (самоустанавливающегося элемента) в таких штампах позволяет избежать отмеченных недостатков. Сделанные предложения обладают значительной новизной. Некоторая аналогия этих штампов отмечается лишь при их сравнении с самоустанавливающимися оправками, используемыми при волочении труб.

Применение самоустанавливающегося инструмента в нестационарных процессах позволяет реализовывать малоотходную штамповку круглых в плане изделий из заготовок обычной точности и безотходную штамповку из заготовок повышенной точности. При изготовлении длинных поковок с плоскими боковыми гранями, кроме того, достигается возможность штамповки без напусков на штамповочные уклоны (без уклонов).

В каждом случае, благодаря наличию самоустанавливающихся конструктивных элементов, механизм работы штампов таков, что при формоизменении исходных заготовок вплоть до окончательного заполнения полости штампы остаются закрытыми, а в стадии доштамповки могут раскрываться или менять свои размеры в пределах допусков на штампуемое изделие.

В этой стадии достигается компенсация возможного избытка металла заготовки по отношению к объему полости штампа. В соответствии с такими способами компенсации избытка металла штамп для малоотходной штамповки назван самораскрывающимся, а штампы для безотходной штамповки — податливыми.

Более конкретно механизм компенсации избытка металла рассмотрим далее на примере штамповки круглой (осесимметричной) поковки простейшей конфигурации в самораскрывающемся штампе (рис. 1).

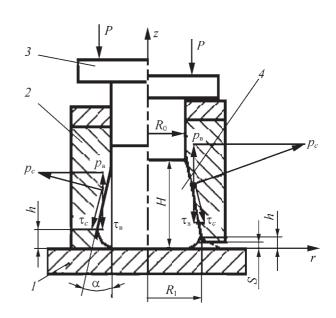


Рис. 1. Конструктивная схема самораскрывающегося штампа

Штамп состоит из плоской плиты 1, самоустанавливающейся обоймы 2 с углом уклона  $\alpha$  рабочей поверхности и пуансона 3. При движении пуансона вниз под действием силы P происходит деформация исходной цилиндрической заготовки осадкой и заполнение конической полости штампа материалом штампуемой заготовки 4. Степень заполнения штампа при этом может быть оценена высотой h его заполненных уголков и величиной соответствующего ей радиуса закругления поковки.

Значения нормальных  $p_c$  и касательных  $\tau_c$  контактных напряжений, усредненных вдоль образующей конической полости штампа с углом  $\alpha$ , изменяются с увеличением степени заполнения штампа, т.е. с уменьшением абсолютной h и относительной h/H величин. При этом изменяется соотношение между нормальными и касательными напряжения-

ми в связи с нелинейной зависимостью напряжений трения от нормальных давлений. Поэтому при некотором значении  $\alpha$  и данном состоянии контактной поверхности обоймы 2 в первой стадии штамповки вертикальная составляющая напряжений трения  $\tau_{\rm B}$  может превышать вертикальную составляющую нормальных давлений  $p_{\rm B}$ , тогда обойма 2 прижимается к плите 1 (левая половина сечения на рис. 1).

С ростом давлений в процессе дальнейшего заполнения штампа наступает равновесие  $\tau_{\rm B}=p_{\rm B}$  и происходит подъем обоймы вверх (из состояния самоторможения деформируемым материалом обойма переходит в состояние скольжения). Подъем обоймы показан на правой части сечения на рис. 1. В результате подъема обоймы появляется зазор S между обоймой 2 и плитой 1, в который может вытекать возможный избыток металла исходной заготовки по отношению к объему полости штампа, образуя незначительный клиновой заусенец (отмечен штриховой линией на правой части рис. 1). При точном совпадении объемов штампуемой поковки и исходной заготовки он не образуется.

Момент начала подъема обоймы в принципе должен совпадать с началом стадии доштамповки (уменьшение высоты H до заданного размера изделия после заполнения полости штампа), а величина S должна быть регламентирована допусками на размеры штампуемого изделия. На простой схеме (рис. 1) величина S может быть ограничена упором обоймы в бурт пуансона S при нижнем положении последнего через упорное кольцо S (при требуемой окончательной высоте S штампуемого изделия).

Механизм самокомпенсации штампов для безотходной штамповки круглых поковок соответствует описанному.

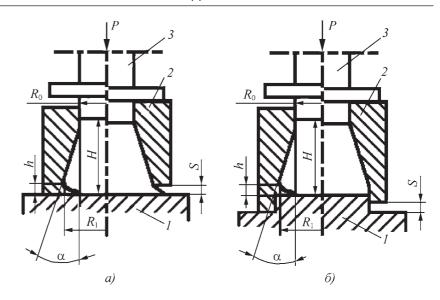


Рис. 2. Конструктивные схемы штампов для малоотходной (a) и безотходной ( $\delta$ ) штамповки

Конструктивные схемы самокомпенсирующихся штампов, работающих по описанному выше механизму, могут быть использованы для получения поковок широкой номенклатуры. При конструировании штампов для конкретных изделий с учетом этого механизма важно учитывать кинематику течения деформируемого материала прежде всего в стадии доштамповки. В рамках настоящей публикации проиллюстрируем область применения штампов на примере поковки простейшей конфигурации при деформации исходной заготовки осаживанием. На схемах, относящихся к штамповке круглых и удлиненных поковок (рис. 2-4), показано взаимное расположение элементов штампа только в начале (слева) и в конце (справа) стадии доштамповки, в которой завершается процесс штамповки.

На рис. 2 представлены схемы штампов для малоотходной (рис. 2, a) и безотходной (рис. 2,  $\delta$ ) штамповки круглых поковок при осесимметричной деформации; на рис. 3 и 4 — схемы штампов для штамповки удлиненных поковок (поковок с вытянутой осью) при плоской схеме деформации в поперечных сечениях.

Рис. 3 соответствует наличию штамповочных уклонов на боковых гранях поковки, а рис. 4 — штамповке без уклонов [1, 2]. Позиции a и  $\delta$  на рис. 3 и 4 также соответствуют малоотходной и безотходной штамповке.

На рис. 2-4 приняты единые обозначения позиций конструктивных элементов штампа: I — плита; 2 — самоустанавливающийся элемент; 3 — пуансон; 4 — штампуемая поковка. На рис. 4 дополнительная позиция 5 — корпус штампа, а самоустанавливающийся элемент состоит из двух клиновых планок 2. На этих рисунках совпадают также обозначения общих размеров: H — высота полости штампа с уклонами (см. рис. 2 и 3) и высота поковки при безуклонной

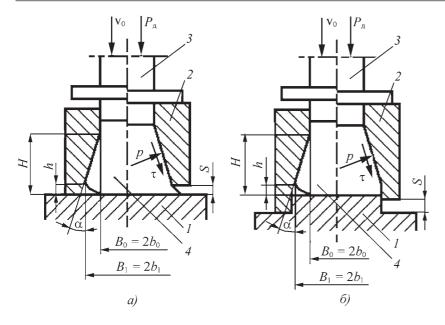


Рис. 3. Конструктивные схемы штампов для уклонной штамповки поковок удлиненной формы:

a — самораскрывающийся штамп;  $\delta$  — податливый штамп

штамповке (см. рис. 4) в начале стадии доштамповки; h — высота незаполненного уголка штампа (радиус закругления поковки); S — смещение самоустанавливающегося штампа при компенсации избытка металла в стадии доштамповки;  $\alpha$  — угол уклона самоустанавливающегося элемента.

Различают обозначения:  $R_0$  — радиус пуансона, совпадающий с минимальным радиусом поковки (см. рис. 2);  $B_0 = 2b_0$  — ширина пуансона и минимальная ширина поковки (см. рис. 3); B = 2b — ширина поковки при безуклонной штамповке (см. рис. 4);  $\beta$  — угол наклона клиновых планок и их опорной поверхности при безуклонной штамповке (см. рис. 4);  $\tau$ , p — контактные напряжения при штамповке с уклонами;  $\tau$ ,  $\sigma_n$  — контактные напряжения при безуклонной штамповке;  $\tau'$ , p' — напряжения на опорных поверхностях клиновых планок.

Расчет углов уклона и силы штамповки имеет большое значение, так как угол уклона самоустанавливающегося элемента является основным конструктивным размером, обеспечивающим работу штампов по описанному выше механизму, а расчет силы необходим для обоснованного выбора штампового оборудования по мощности.

Теоретическое исследование процесса штамповки выполнено [3, 4] путем совместного использования иженерного и энергетического методов: для осесимметричного и плоского течения при штамповке круглых и удлиненных поковок соответственно.

Для расчета степени заполнения штампа к моменту начала стадии доштамповки для осесимметричных поковок (см. рис. 2) получена формула А.Н. Леванова и др., а для сил штамповки и условия заполнения за-

крытого штампа с подвижной обоймой предложена следующая формула:

$$R_0/h = [3K_{\pi}/1 + \psi] \times \cot \alpha/[1 + (H \tan \alpha)/R_0].$$
 (1)

Относительные средние нормальные напряжения на контактной поверхности пуансона для круглых поковок (см. рис. 2) (коэффициент напряженного состояния) определяют по формуле

$$P_{\pi}/\sigma_{\tau} = 1 + \left[1 + K_{\pi} \operatorname{ctg}\alpha/\sqrt{3}\right] \ln(R_{1}^{2}/R_{0}^{2}) + (1 + \psi)R_{1}/3\sqrt{3}h,$$
 (2)

где  $K_{\Pi}$  — константа трения для поверхности контакта заготовки с обоймой 2;  $\psi$  — показатель трения для поверхности контакта заготовки с плитой I. Остальные величины указаны на рис. 2.

Константа  $K_{\rm n}$  соответствует экспоненциальной формулировке закона трения. Для данной пары трения она инвариантна виду процесса обработки метал-

ла давлением и сочетанию технологических факторов.

Для процесса штамповки поковок с удлиненной осью в самокомпенсирующихся штампах с уклонами (см. рис. 3) предложены следующие расчетные формулы для определения основных технологических и конструктивных параметров.

Для расчета коэффициента напряженного состояния:

$$P_{\pi}/11.5\sigma_{\tau} = (\psi/2 \operatorname{tg}\alpha + 1) \ln(b_1/b_0) + + b_1 (1 + \psi_1)/4h + 1.$$
 (3)

Для определения степени заполнения штампа к началу стадии доштамповки — формула

$$H/h = [2 \psi H \ln(b_1/b_0)]/[(1 + \psi_1)b_1 \operatorname{tga}(b_1/b_0 - 1)].$$
 (4)

Кроме обозначений, содержащихся на рис. 3, в формулах (3) и (4) через  $\psi$  и  $\psi_1$  обозначены показатели средней величины напряжений трения на контактной поверхности обоймы 2 и плиты 1 соответственно в соотношениях  $\tau = \psi \tau_s$ . Рекомендации по обоснованному определению значений  $\psi$  и  $\psi_1$  по опытным данным содержатся в работах "Контактное трение в процессах обработки металлов давлением" // А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия, 1976. 416 с.

При штамповке поковок с вытянутой осью без напусков на штамповочные уклоны в самокомпенсирующихся (рис. 4, a) и податливых (рис. 4,  $\delta$ ) штампах переход клиновых планок 2 из состояния самоторможения к скольжению в момент начала стадии доштамповки обеспечивается правильным выбором угла наклона  $\beta$  их опорных поверхностей. Теоретическое

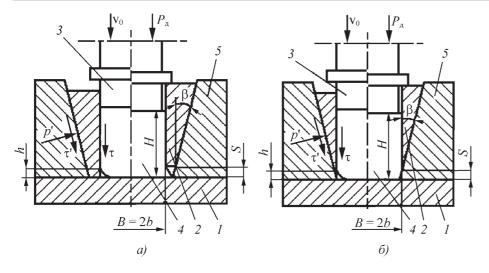


Рис. 4. Конструктивные схемы штампов для безуклонной штамповки поковок удлиненной формы:

a — самокомпенсирующийся штамп;  $\delta$  — податливый штамп

решение задачи расчета этого угла и силы штамповки представлено в работе [4]. В ней содержатся также данные экспериментальной проверки точности и надежности предлагаемого решения.

В качестве частной иллюстрации результатов решения [4] на рис. 5 приведены графические зависимости коэффициента напряженного состояния  $\overline{P}_{\pi} = P_{\pi}/1,15\sigma_{\tau}$  и степени заполнения штампа H/h от угла  $\beta$  уклона опорной поверхности клиновых планок (см. рис. 4). Эти зависимости соответствуют соотношению размеров очага деформации H/b=1, показателю трения  $\psi=0,6$  на контактной поверхности плиты I и заготовки I (см. рис. 4) и коэффициенту машинного трения на опорных поверхностях планок  $\mu=0,1$ . По-

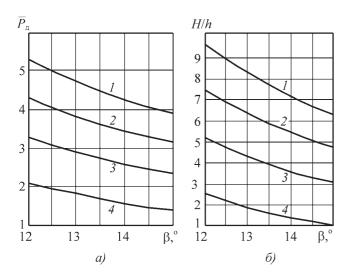


Рис. 5. Зависимости  $\overline{P}_{\!\scriptscriptstyle A}$  (a) и H/h (б) от угла  $\beta$  при экспоненциальном законе трения на рабочих поверхностях клиновых планок для различных значений  $K_{\scriptscriptstyle \Pi}$ :

$$1 - K_{\Pi} = 0.9$$
;  $2 - 0.7$ ;  $3 - 0.5$ ;  $4 - 0.3$ 

Практическое значение представленных разработок представляется бесспорным. Самораскрывающиеся штампы для поковок типа тел вращения успешно использованы при штамповке на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП) на кузнечном заводе КамАЗа. Такие штампы прошли успешное испытание также при штамповке на гидровинтовых

прессах в условиях ВСМПО (диск ДГ-17 из титанового сплава ВТ-8). Штамп для безуклонной штамповки (рис. 4) поковки "молоток" массой 0,6 кг испытан на КГШП номинальной силой 16 МН в условиях ОАО "Свердловский инструментальный завод". Результаты испытания положительны.

Вывод. Применение закрытых самокомпенсирующихся штампов позволяет снизить расход штампуемого материала и штамповой стали по сравнению со штамповкой в открытых (облойных) штампах. Снижение расхода штамповой стали достигается за счет повышения стойкости штампов благодаря их предохранению от перегрузки при компенсации избытка металла. Исключение напусков на штамповочные уклоны сокращает трудоемкость последующей механической обработки поковок.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **А.с. 1602601 СССР. МКИ В 21 J 13/02.** Штамп для закрытой объемной штамповки / А.Н. Леванов (СССР). Открытия, изобретения, 1990. № 40. С. 30.
- 2. **Пат. RU 2191655 В 21 J 17 13/02.** А.Н. Леванов, Д.И. Вичужанин, В.А. Лебедев и др. Опубл. 2002. Бюл. № 30.
- 3. **Леванов А.Н., Вичужанин Д.И.** Технологические параметры процесса закрытой штамповки поковок с вытянутой осью в самокомпенсирующихся штампах // Изв. вузов. Машиностроение. 2000. № 5–6. С. 101–111.
- 4. **Леванов А.Н., Вичужанин Д.И.** Безуклонная закрытая штамповка поковок с вытянутой осью // Кузнечно-штамповочное производство. 2001. № 1. С. 16–20.

Алексей Николаевич Леванов, д-р техн. наук; Дмитрий Иванович Вичужанин, канд. техн. наук УДК 621.777; 539.374.6

А.К. Евдокимов, А.В. Назаров (Тульский государственный университет)

# Учет противодавления при обратном выдавливании с активными силами трения

Рассмотрена методика, позволяющая рассчитать влияние дополнительных сил противодавления на силовые и деформационные параметры процесса обратного выдавливания с активным трением при изготовлении полых цилиндров с дном из сплошной заготовки.

The article considers the technique, allowing to calculate influence of additional forces of antipressure on power and deformation parameters of the return expression process with active frictional forces at manufacturing hollow cylinders with a bottom from continuous blank.

Исследованиями П. Бриджмена и его последователей было установлено, что повышение гидростатического давления в очаге пластической деформации увеличивает пластичность металла, а если она достаточно высока, то его снижение повышает стойкость инструмента.

Изменение естественного гидростатического давления в зоне пластического течения металла при холодном выдавливании можно вызвать несколькими способами: применением сил активного трения или кручения на контактных поверхностях, приложением к свободным поверхностям заготовки дополнительных сил противодавления или противонатяжения без пластической или с пластической деформацией, использование локальных сил деформирования обкатыванием заготовки и др.

Несмотря на обилие работ в области обратного выдавливания с активными силами трения, рекомендации по учету сил противодавления, обеспечивающих бездефектное изготовление деталей, или сил противонатяжения, служащих для снижения давления на инструмент, практически отсутствуют.

Рассмотрим модифицированную схему процесса дифференцированного выдавливания, т.е. с активными силами трения, предложенную С. Яшаяевым с приложением дополнительной силы Q. В классической постановке (рис. 1) она характеризуется неподвижным контейнером и подвижным контрпуансоном, скорость  $V_{\rm кп}$  которого в процессе выдавливания меньше скорости пуансона  $V_1$  на величину, обеспечивающую неподвижность выдавливаемой стенки детали шириной t относительно контейнера. Для реализации этого условия необходимо, чтобы скорость  $V_{\rm кп}$  изменялась в зависимости от степени деформации из условия сплошности материала, т.е. для плоскодеформированного состояния

$$V_{\text{KII}} = V_1 d/D. \tag{1}$$

Опишем влияние сил противодавления Q на деформирующую силу P.

Сила Q вызывает в стенке детали напряжение q. Для плоской деформации оно равно

$$q = Q/t. (2)$$

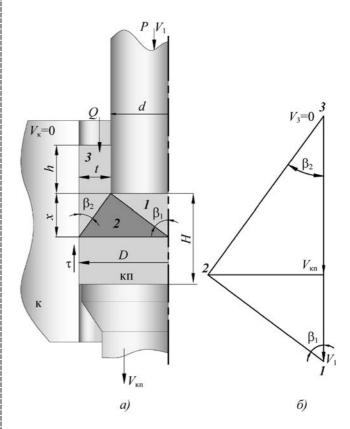


Рис. 1. Схема обратного дифференцированного выдавливания по С. Яшаяеву:

a — разрывное поле скоростей;  $\delta$  — годограф

Если предположить, что противодавление Q оказывает прямое влияние только на мощность  $N_{23}$ , действующую на выходной поверхности разрыва скоростей (между блоками 2 и 3) в очаге пластической деформации 2, то его можно учесть показателем коррекции мощности (ПКМ):

$$n = 1 \pm q/\sigma_{\rm s} \,, \tag{3}$$

где  $\sigma_s$  — предел текучести материала.

Показатель n может принимать значения от 0 до 2. Если n=1, то q=0 и в этом случае реализуются классические схемы деформирования без противодавления. В зависимости от направления действия напряжения q в стенке детали создается либо упругое сжатие, тогда в формуле (3) выбирают знак "+", а действие силы Q называется npomusodasnehuem, либо упругое растяжение, и тогда в формуле (3) берут знак "-", а действие силы Q называется ppomusodasnehuem, либо упругое растяжение, и тогда в формуле (3) берут знак "-", а действие силы Q называется ppomusodasnehuem, либо ее смятие. В предельных случаях, когда ppomusodasnehuem, либо ее смятие. Так как на практике возможны колебания значений ppomusodasnehuem, из-за разностенности изделия, то значения ppomusodasnehuem в пределах ppomusodasnehuem в

Выбрав численное значение ПКМ, легко подсчитать создающееся напряжение в стенке детали q из формулы (3) и необходимую величину силы Q. Например, для плоской деформации на рис. 1 она равна

$$Q = \pm (1 - n)t\sigma_s , \qquad (4)$$

где "+" соответствует выдавливанию с противодавлением; "-" — с противонатяжением.

Если принять наружный диаметр детали D постоянным (для плоской деформации D это радиус), то формула (4) запишется через степень деформации r = d/D в следующем виде:

$$Q = \pm (1 - n) D(1 - r) \sigma_{s} . \tag{4a}$$

На основе вышеизложенных условий разработана математическая модель процесса выдавливания по схеме С. Яшаяева с учетом действия напряжений контактного трения  $\tau$  и сил Q, которые могут быть как противодавлением, так и противонатяжением.

Принимаем материал идеально жесткопластическим, а напряженное состояние плоскодеформированным с равномерно распределенным трением в контактных областях, описываемым по закону Прандтля коэффициентом пластического трения m.

На заготовке действует активное напряжение трения  $\tau = mk$ , а в зоне контакта выдавленной детали и контейнера действует трение покоя. Величина k характеризует интенсивность касательных напряжений и определяется из условия Губера—Мизеса по формуле  $k = \sigma_s / \sqrt{3}$ . Форма очага деформации соответствует опорному решению [1]. Считаем также, что реактивная сила на контрпуансоне и дополнительная сила Q

на стенке детали не подвергают материал пластической деформации.

Тогда из баланса мощностей внутренних и внешних сил получаем

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{D+d+nt}{2x} + \frac{x[D+d(n+m-1)]}{2dt} - \frac{mH}{2t},$$
 (5)

где параметр x определяется дифференцированием уравнения (5):

$$x = \sqrt{\frac{(D+d+nt)dt}{D+d(n+m-1)}}.$$
 (6)

Эти формулы можно использовать для технологических расчетов, имея конкретные размеры получаемой детали.

Для дальнейших исследований при усложнении схемы деформирования или для аналитического представления зависимостей лучше применять эти формулы с относительными переменными в следующем виле:

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{1 + r + n(1 - r)}{2\overline{x}} + \frac{\overline{x}[1 + r(n + m - 1)]}{2r(1 - r)} - \frac{m\overline{H}}{2(1 - r)}, \quad (7)$$

$$\overline{x} = \sqrt{\frac{[1+r+n(1-r)](1-r)r}{1+r(n+m-1)}},$$
 (8)

где  $\bar{x} = x/D$ ;  $\bar{H} = H/D$ ; r = d/D — соответственно относительные параметр и высота заготовки и редукция.

Выведенные формулы будут верными, если при упрощении они превращаются в ранее известные.

Например, если принять n=1, т.е. реализуется дифференцированное выдавливание без противодавления, то формулы (5)—(8) будут иметь вид, характерный для классической схемы С. Яшаяева [7]:

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{D}{x} + \frac{x(D+md)}{2dt} - \frac{mH}{2t}; \qquad (5a)$$

$$x = \sqrt{\frac{2Ddt}{D + md}},$$
 (6a)

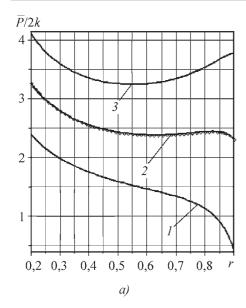
и, соответственно, с относительными переменными:

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{1}{x} + \frac{\overline{x}(1+mr)}{2r(1-r)} - \frac{m\overline{H}}{2t}; \qquad (7a)$$

$$\bar{x} = \sqrt{\frac{2r(1-r)}{1+mr}} \ . \tag{8a}$$

Если исключить трение (m = 0), но оставить противодавление Q, то можно обнаружить влияние противодавления через значения показателя n на процесс выдавливания в чистом виде:

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{D+d+nt}{2x} + \frac{x(t+nd)}{2dt};$$
 (56)



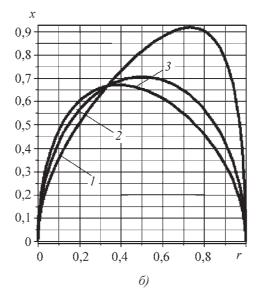


Рис. 2. Зависимости технологической силы  $\overline{P}/2k$  (a) и высоты очага деформации x (б) от степени деформации r при m=0,3 и H=2: 1-n=0,2 (с противонатяжением); 2-n=1 (без дополнительных сил); 3-n=1,8 (с противодавлением)

$$x = \sqrt{\frac{(D+d+nt)dt}{t+nd}};$$
 (66)

или

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \frac{1 + r + n(1 - r)}{2\overline{x}} + \frac{\overline{x}[1 + r(n - 1)]}{2r(1 - r)};$$
 (76)

$$\overline{x} = \sqrt{\frac{[1+r+n(1-r)](1-r)r}{1+r(n-1)}} \ . \tag{86}$$

В тривиальной форме для идеально гладких границ и отсутствия противодавления (n=1) после подстановки параметра x в формулы удельной, безразмерной силы  $\frac{\overline{P}}{2k}$  их вид становится еще проще, но при

этом исчезают признаки дифференцированного выдавливания:

$$x = \sqrt{2dt} \; ; \tag{5e}$$

$$\frac{\overline{P}}{2k} = D\sqrt{\frac{2}{dt}}; (6e)$$

$$\bar{x} = \sqrt{2r(1-r)} \; ; \tag{78}$$

$$\frac{\overline{P}}{2k} = \sqrt{\frac{2}{r(1-r)}} \ . \tag{86}$$

Графики, полученные по выведенным зависимостям (7) и (8) для опорного решения, приведены на рис. 2. Характерными особенностями их являются: 1) наличие минимума силы  $\overline{P}/2k$  (кривые 2 и 3), перемещающийся в сторону бо́льших редукций r по мере снижения противодавления и увеличения противонатяжения; 2) резкое падение силы выдавливания при больших степенях деформации r > 0,7 в условиях приложения к стенке детали противонатяжения Q (криложения к стенке детали противонатяжения Q (криложения стель Q (криложения Q) (криложения Q)

вая I) и соответствующее увеличение очага деформации  $\bar{x}$  (кривая I).

Последняя особенность объясняется повышением действия силы активного трения  $T = (H - x)\tau$  в связи с ростом поверхности трения.

Этот факт могут подтвердить графики на рис. 3, когда в вышеприведенных характеристиках процесса меняются только условия трения, т.е. m=0.

Приведенные зависимости показывают, что с уменьшением коэффициента пластического трения m на контактных границах технологическая сила увеличивается (так как исчезает активная составляющая трения), а ее минимум от редукции смещается в сторону меньших значений r. Минимум силы в зависимостях  $\overline{P}/2k$  от r при снижении противодавления по-прежнему смещается в сторону больших r. По этой же причине исчезает изгиб вниз кривых l и l2.

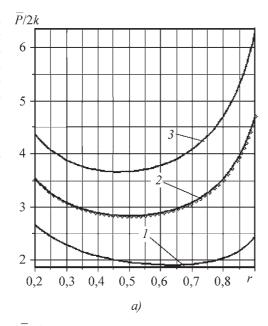
Если же остаточную величину заготовки H увязать с размером параметра x, то влияние активного трения будет пропорционально силе  $\overline{P}/2k$  (рис. 4) и характер ее изменения от редукции станет аналогичным выдавливанию в гладком инструменте. Из рис. 4 видно, что изгибы кривых 1 и 2 вниз также отсутствуют. При этом силовые кривые опускаются, соответствуя выдавливанию с активными силами трения, но влияние их значительно меньше, чем на графиках рис. 2.

Переход от противонатяжения к противодавлению описывается графиками, представленными на рис. 5. На этом рисунке обнаруживается парадоксальная ситуация, когда график зависимости силы  $\overline{P}/2k$  от n с малой редукцией r лежит гораздо выше, чем со средней (r=0,5) и большой (r=0,7) степенями деформации. Сопоставление полученного результата с данными на рис. 2 подтверждает его достоверность.

Следует заметить также, что возрастание силы  $\overline{P}/2k$  от n практически линейное, несмотря на сложное расположение этого показателя в выведенных формулах (7) и (8).

Рис. 3. Зависимости технологической силы P/2k(а) и высоты очага деформации x (б) от степени деформации г в условиях обратного выдавливании инструментом с гладкими рабочими поверхностями при m = 0 и H = 2:

$$1 - n = 0.2$$
;  $2 - n = 1$ ;  $3 - n = 1.8$ 



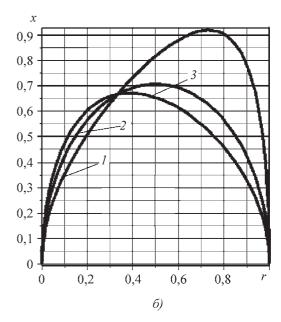
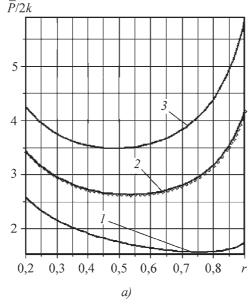
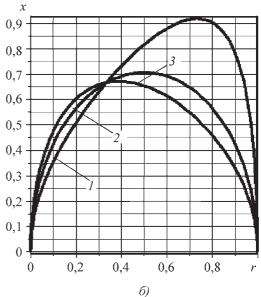


Рис. 4. Зависимости технологической силы  $\overline{P}/2k$  (a) и высоты очага деформации х (б) от степени деформации rв условиях обратного выдавливания при фиксированных значениях заготовки относительно x (m = 0.3и H = 2x):

$$1 - n = 0.2$$
;  $2 - n = 1$ ;  $3 - n = 1.8$ 





Деформированное состояние рассматриваемого процесса также зависит от условия трения, знака и величины приложенного противодавления Q, влияющего на характеристики процесса через показатель n.

Накопленная интенсивность деформации  $\Gamma$  подсчитывается как сумма интенсивностей деформаций сдвига  $\gamma_{ij}$  вдоль линий тока при переходе частиц металла из заготовки (блок "кп") в деталь (блок 3) на рис. 1.

На входной поверхности разрывного поля скоростей интенсивность сдвиговой деформации равна

$$\gamma_{2\kappa\Pi} = d/x$$
 или  $\gamma_{2\kappa\Pi} = r/\bar{x}$ , (9)

а на выхолной

$$\gamma_{23} = \frac{d}{D} \left( \frac{x}{t} + \frac{t}{x} \right)$$
 или  $\gamma_{23} = r \left( \frac{\overline{x}}{1-r} + \frac{1-r}{\overline{x}} \right)$ . (10) где  $\overline{\Gamma} = \frac{\Gamma}{r}$ .

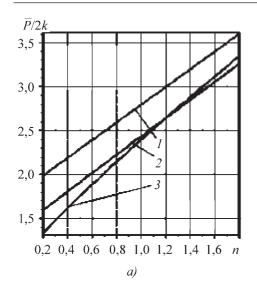
Накопленное ее значение определяется простым суммированием локальных значений

$$\Gamma = \frac{d}{x} \left( 1 + \frac{x^2}{Dt} + \frac{t}{D} \right)$$
или  $\Gamma = \frac{r}{\overline{x}} \left( 2 - r + \frac{\overline{x}^2}{1 - r} \right).$  (11)

Предлагается рассмотреть также относительную интенсивность деформации сдвига, дающую возможность представить, насколько соответствует накопленная интенсивность степени деформации r, например, при плоском деформированном состоянии:

$$\overline{\Gamma} = \frac{1}{\overline{x}} \left[ 2 - r + \frac{\overline{x}^2}{1 - r} \right],\tag{12}$$

где 
$$\overline{\Gamma} = \frac{\Gamma}{r}$$
.



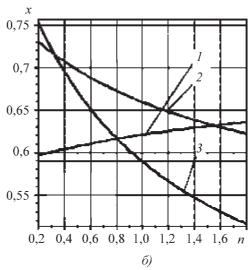


Рис. 5. Зависимости технологической силы  $\overline{P}/2k$  (a) и высоты очага деформации x (б) от величины показателя коррекции мощности n при m=0,3 и H=2: 1-R=0,3; 2-R=0,5; 3-R=0,7

Полученные зависимости выявили некоторые особенности деформированного состояния при обратном выдавливании с приложением к заготовке активных сил трения и противодавления.

На правом графике рис. 6 при рассмотрении относительных локальных деформаций  $\bar{\gamma}_{ij}$  видно, что интенсивность деформации металла на выходе значительно больше, чем на входе в зону пластического формоизменения (блок 2 на рис. 1), что подтверждается экспериментально. Причем противодавление Q влияет на весь очаг пластической деформации: на

входе (штрихпунктирные линии) Q как противонатяжение (кривая I) уменьшает деформацию по сравнению с его отсутствием (кривая 2), а Q как противодавление — ее увеличивает (кривая 3). На выходе из пластического очага все происходит наоборот.

Из левого графика на рис. 6 видно, что влияние противонатяжения на накопленное значение интенсивности деформации сдвига  $\Gamma$  (кривые I и I') особенно велико при больших степенях деформации (r > 0.65). Относительная деформация  $\overline{\Gamma}$  имеет миниму-

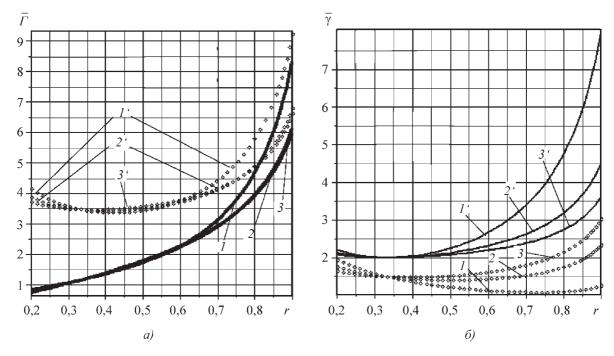


Рис. 6. Зависимости накопленной интенсивности деформации сдвига  $\Gamma$  (сплошные линии) и ее относительной величины  $\overline{\Gamma}$  (штрих-пунктирные линии) и относительных локальных сдвиговых деформаций  $\overline{\gamma}_{ij}$  от степени деформации r на входной поверхности очага деформации  $\overline{\gamma}_{2\kappa\Pi}$  (штрихпунктирные линии) и выходной —  $\overline{\gamma}_{23}$  (сплошные линии) при m=0,3 и H=2x:  $1-n=0,2;\ 2-n=1;\ 3-n=1,8$ 

мы для всех видов дополнительного воздействия на процесс деформирования.

Практическая значимость проведенных исследований состоит в возможности нахождения оптимальных параметров противодавления, обеспечивающих баланс между бездефектным деформированием и обеспечением надлежащей стойкости инструмента.

Использование сил Q противонатяжения позволяет достичь в некоторых случаях 30...35%-го уменьшения силы деформирования, что для обратного выдавливания является значимым фактором, так как известно, что "небольшое, на первый взгляд, снижение деформирующей силы при обратном выдавливании на  $10\,\%$  позволяет увеличить стойкость пуансона от  $30\,000$  до  $45\,000$  циклов при удельной силе деформирования  $2,5\,$  кН/мм $^2$  ".

Приложение сил Q противодавления не только повышает пластичность металла в момент деформирования, но и уменьшает трещинообразование в изде-

лии при выходе его частиц из пластической области за счет нивелирования растягивающих напряжений, связанных с неравномерностью деформации.

Предложенный прием расчета процессов с использованием ПКМ может быть успешно реализован при математическом моделировании в энергетических методах не только при различных схемах дифференцированного выдавливания, но и при анализе других процессов ОМД.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Построение** опорных решений для процессов обратного выдавливания / А.К. Евдокимов, О.М. Герасимова // Исследования в области теории, технологии и оборудования штамповочного производства. Орел—Тула: ОрелГТУ, ТулГУ, 1998. С. 70—80.

Анатолий Кириллович Евдокимов, д-р техн. наук; Андрей Васильевич Назаров, инженер

**\*\*** 

УДК 621.735.043

И.Б. Покрас, И.Н. Габдрахманов

(Ижевский государственный технический университет)

# Моделирование пластического формоизменения поковок при штамповке на молотах

Приведены методика трехмерного моделирования пластического формоизменения поковок при штамповке на молотах с использованием метода граничных элементов и алгоритм расчета деформации по заданным граничным условиям. Результаты разработанной методики рассмотрены на примере тестовой задачи.

The technique of three-dimensional modelling plastic forming forging is resulted at punching on hammer with use of a method of boundary elements. The algorithm of calculation of deformation on the set boundary conditions is resulted. Results of the developed technique are resulted on an example test problem.

Анализ пластического формоизменения поковок при штамповке на молотах осуществляется с помощью программных средств, использующих численные методы для расчета напряжений и деформаций, возникающих при обработке металлов давлением.

Для расчета напряжений и деформаций, возникающих при штамповке на молотах, существующие программные комплексы применяют метод конечных элементов (МКЭ). В последнее время наряду с МКЭ довольно часто применяется метод граничных элементов (МГЭ). Переход от МКЭ к методу граничных элементов связан со следующими особенностями [1]:

 при расчете напряженного состояния МКЭ на базе теории пластического течения несжимаемой среды возникает значительная погрешность при определении напряжений. В МГЭ напряжения рассчитываются с такой же точностью, как и скорости течения, т.е. на порядок точнее чем в МКЭ;

- при решении задачи МКЭ возникают трудности при выполнении условия несжимаемости металла.
   МГЭ позволяет решить эту проблему принципиально благодаря точному удовлетворению условию несжимаемости в применяемом алгоритме;
- решение с помощью МКЭ может существенно зависеть от качества построения сетки элементов, типа используемых элементов и порядка аппроксимации полей скоростей течения и напряжений, причем для полей скоростей и напряжений обычно выби-

Уравнение теории упругости	Преобразование уравнения теории вязкоупругости
$\sigma_{ij,j} + b_i = 0$	$\overline{\sigma}_{ij,\ j} + \overline{b}_i = 0$
$2\varepsilon_{ij} = (u_{ij} + u_{ji})$	$2\bar{\varepsilon}_{ij} = (\bar{u}_{ij} + \bar{u}_{ji})$
$\sigma_{ij}n_j=t_i^{(\overline{n})}$ на $S_1$	$\overline{\sigma}_{ij}\overline{n}_j = \overline{t}_i^{(\overline{n})}$ на $S_1$
$u_i = g_i$ на $S_2$	$\overline{u}_i = \overline{g}_i$ на $S_2$
$S_{ij} = 2Ge_{ij}$	$\overline{P}(S)\overline{S}_{ij} = 2Q\overline{e}_{ij}$
$\sigma_{ii} = 3K\varepsilon_{ii}$	$\overline{\sigma}_{ii} = 3K\overline{\epsilon}_{ii}$

О б о з н а ч е н и я:  $\sigma_{ij,j}$  — частная производная компонентов тензора напряжений;  $b_i$  — компоненты вектора объемных сил;  $\epsilon_{ij}$ ,  $\epsilon_{ij}$ ,  $\epsilon_{ii}$  — компоненты тензора деформаций;  $u_{ij}$ ,  $u_{ji}$  — компоненты тензора перемещений;  $\sigma_{ij}$  — компоненты тензора напряжений;  $n_j$  — компоненты нормали;  $t_i^{(\bar{n})}$  — внешние поверхностные силы;  $u_i$  — компоненты перемещения;  $g_i$  — смещения поверхности;  $S_{ij}$  — девиатор напряжений; G — модуль сдвига; K — объемный модуль упругости;  $\bar{P}(S)$ , Q — дифференциальные операторы;  $S_1$ ,  $S_2$  — контур; i, j — переменные, характеризующие декартовы координаты.

раются разные типы аппроксимации. Поскольку в МГЭ разбиению подвергается только поверхность, то погрешность может быть существенно уменьшена;

- МГЭ фактически понижает размерность задачи на единицу вследствие дискретизации только поверхности области, что ведет к уменьшению времени расчета.

Метод граничных элементов нашел широкое применение для решения задач теории упругости. Однако если использовать модель вязкопластического тела, то его можно использовать и для анализа процессов пластического формоизменения.

Формальное тождество уравнений теории упругости при коэффициенте Пуассона 0,5 с теорией течения несжимаемой линейно-вязкой среды позволяет провести сравнение уравнений теории упругости с уравнениями теории вязкоупругости (табл. 1).

Из анализа данных табл. 1 следует, что если заменить G в уравнениях теории упругости на  $\frac{\overline{Q}}{\overline{P}}$ , то обе группы уравнений примут одинаковую форму [2], значит, можно использовать формулы теории упругости для решения вязкоупругих задач. Для вязкоупругой модели P=1 (P- дифференциальный оператор), а  $Q=G+\mu\partial t$ , где  $\mu-$  условная вязкость металла, определяемая из следующего соотношения:

$$\mu = \frac{T(H, \Lambda, t)}{H},$$

где  $T(H,\Lambda,t)$  — зависимость интенсивности сдвиговых напряжений T от интенсивности скорости сдвиговой деформации H, сдвиговой деформации  $\Lambda$  и температуры t.

При анализе задач пластического формоизменения деформация металла состоит из упругой и пластической частей. Вследствие того что упругая часть деформации значительно меньше пластической, ею можно пренебречь, и в этом случае  $Q = \mu \partial t$ , т.е. форма уравнений упругой и вязкой модели поведения металла полностью тождественны.

С учетом изложенного решение рассматриваемой задачи при вязкоупругой модели поведения материалов по аналогии с МГЭ для упругой задачи можно представить следующим образом. При анализе использовали прямой метод граничных элементов [3].

Вывод граничных интегральных уравнений прямого МГЭ осуществляется на основании теоремы взаимности. Теорема взаимности связывает решение двух краевых задач для одной и той же области V, ограниченной поверхностью S. Теорема представляет прямое следствие линейности уравнения равновесия и обобщенного закона Гука.

Предположим, что одна краевая задача характеризуется объемными силами  $\psi_i$ , скоростями  $v_i$  и напряжениями  $\sigma_i$  на контуре S области V и далее, что другая задача характеризуется объемными силами  $\psi_i^*$ , скоростями  $v_i^*$  и напряжениями  $\sigma_i^*$  на том же контуре S области V. Тогда теорема взаимности утверждает, что работа, производимая первой системой сил на перемещениях второй системы, равна работе, производимой второй системой сил на перемещениях первой системы, т.е.

$$\int_{S} \sigma_{i}^{*}(x) v_{i}(x) dS(x) + \int_{V} \psi_{i}^{*}(z) v_{i}(z) dv(z) =$$

$$= \int_{S} \sigma_{i}(x) v_{i}^{*}(x) dS(x) + \int_{V} \psi_{i}(z) v_{i}^{*}(z) dv(z),$$
(1)

где x — точка на поверхности S; z — точка внутренней области V.

Если первая (нештрихованная) задача та, которую нужно решить, а для второй (штрихованной) знаем решение, то уравнение (1) представляет собой интегральное уравнение, связывающее неизвестные граничные параметры рассматриваемой задачи с заданными граничными параметрами и с решением другой задачи для той же области S [3].

Решение второй задачи будем называть контрольным или тестовым решением. Используя равенство  $\sigma_i^* = F_{ij}(x, \xi)e_i^*(\xi)$  ( $e_i^*(\xi)$  — единичная сосредоточенная сила;  $F_{ij}$  — ядро интегралов;  $\xi$  — точка приложения нагрузки) и следующее преобразование сосредоточенной силы  $\psi_i^*(z) = e_i^*(z)$ , из уравнения (1) получаем

$$\int_{S} F_{ij}(x, \xi) \mathbf{v}_{i}(x) dS(x) + \int_{V} \delta_{ij} \delta(z, \xi) \mathbf{v}_{i}(z) d\mathbf{v}(z) = 
= \int_{S} \sigma_{i}(x) G_{ij}(x, \xi) dS(x) + \int_{V} \psi_{i}(z) G_{ij}(x, \xi) d\mathbf{v}(z),$$
(2)

где  $\delta_{ij}$  — символ Кронекера;  $\delta(z, \xi)$  — дельта-функция Дирака (или импульсная функция);  $G_{ij}$  — ядро интегралов.

Учитывая, что

$$\int_{V} \delta_{ij} \delta(z, \xi) \mathbf{v}_{i}(z) d\mathbf{v}(z) = \int_{V} \mathbf{v}_{j}(z) \delta(z, \xi) d\mathbf{v}(z) = \beta \mathbf{v}_{j}(\xi),$$

где  $\beta = 1$  внутри V и  $\beta = 0$  вне S, получаем

$$v_{j}(\xi) = \int_{S} [\sigma_{i}(x)G_{ij}(x, \xi) - F_{ij}(x, \xi)v_{i}(x)]dS(x) + \int_{V} \psi_{i}(z)G_{ij}(z, \xi)dv(z).$$
(3)

Уравнение (3) позволяет получить скорости  $v_j(\xi)$  в любой внутренней точке  $\xi$  при любой допустимой комбинации  $\sigma_i$  и  $u_i$  на S и данном распределении  $\psi_i$  в объеме — это уравнение фактически представляет собой известное тождество Сомильяны для вектора скоростей.

Для точки  $x_0$ , лежащей на гладкой поверхности, уравнение (3) можно представить в виде

$$(1/2) \mathbf{v}_{j}(x_{0}) = \int_{S} [\sigma_{i}(x)G_{ij}(x, x_{0}) - F_{ij}(x, x_{0})\mathbf{v}_{i}(x)]dS + \int_{V} \psi_{i}(z)G_{ij}(z, x_{0})d\mathbf{v}(z).$$

$$(4)$$

Используя уравнение (4), можно решить любую корректно поставленную краевую задачу. Уравнение (3) вместе с соотношениями между скоростями и деформациями можно использовать для того, чтобы получить выражения для деформаций

$$\varepsilon_{jk}(\xi) = \int_{S} [\sigma_{i}(x)B_{ijk}^{*}(x, \xi) - C_{ijk}^{*}(x, \xi)v_{i}(x)]dS + \int_{V} \psi_{i}(z)B_{ijk}^{*}(z, \xi)dv(z),$$
(5)

где k — переменная, характеризующая декартовы координаты;

$$B_{ijk}^{*}(x, \xi) = (1/2)(\partial G_{ij}/\partial \xi_{k} + \partial G_{ik}/\partial \xi_{j}),$$

$$C_{ijk}^{*}(x, \xi) = (1/2)(\partial F_{ij}/\partial \xi_k + \partial F_{ik}/\partial \xi_j).$$

После дискретизации двумерной области на M треугольных ячеек и границы области на N прямолинейных отрезков для плоской задачи или разбиения поверхности тела на N треугольных элементов и M

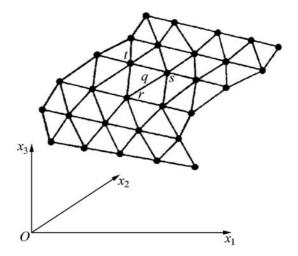


Рис. 1. Пример разбиения поверхности тела на элементы

тетраэдальных ячеек в объеме для трехмерной задачи, то уравнение (4) можно записать в виде

$$(1/2) \mathbf{v}_{j}(x_{0}^{p}) = \sum_{q=1}^{N} \left[ \sigma_{i}(x^{q}) \int_{\Delta S} G_{ij}(x^{q}, x_{0}^{p}) dS(x^{q}) - \right.$$

$$\left. - \mathbf{v}_{i}(x^{q}) \int_{\Delta S} F_{ij}(x^{q}, x_{0}^{p}) dS(x^{q}) \right] +$$

$$\left. + \sum_{l=1}^{M} \psi_{i}(z^{l}) \int_{\Delta V} G_{ij}(z^{l}, x_{0}^{p}) d\mathbf{v}(z^{l}), \right.$$

$$(6)$$

где q — граничный элемент (треугольник); l — внутренний элемент (тетраэдр).

Разделив поверхность тела на плоские треугольные элементы, как показано на рис. 1, можно построить локальную систему координат (рис. 2) и предположить, что на каждом элементе параметры  $v_i$ ,  $\sigma_i$  и  $\psi_i$  меняются линейно. При анализе моделирования пластического формоизменения необходимость рассчитывать напряжения и деформации внутри тела отсутствует, поэтому будем считать, что объемные силы и начальные напряжения отсутствуют, но при необходимости по рассчитанным напряжениям и скоростям на поверхности можно их рассчитать.

Для решения двухмерных и трехмерных краевых задач используют следующую формулировку выражения (6), а именно

$$c_{ij}(\xi_{0}^{p})\mathbf{v}_{i}(\xi_{0}^{p}) = \\ = \sum_{q=1}^{N} \left( \int_{\Delta S} \left\{ G_{ij}[x(\eta), \xi_{0}^{p}] \sum_{k=1}^{n} N^{k}(\eta) J(\eta) dS(\eta) \right\} \sigma_{i}^{k} - \int_{\Delta S} \left\{ F_{ij}[x(\eta), \xi_{0}^{p}] \sum_{k=1}^{n} N^{k}(\eta) J(\eta) dS(\eta) \right\} \mathbf{v}_{i}^{k} \right\},$$
(7)

где  $c_{ij}$  — компоненты матрицы размерностью  $3\times 3$ ; n — общее число узлов в q-м граничном элементе, для треугольного элемента n=3;  $N^k(\eta)$  — базисная функция;

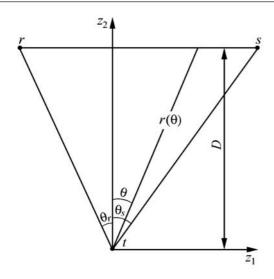


Рис. 2. Локальная система координат

 $J(\eta) - Я$ кобиан преобразования координат;  $\eta$  — координатная ось.

Для трехмерной задачи при дискретизации плоским треугольным элементом в качестве граничного элемента с тремя вершинами и с учетом следующих

равенств 
$$Y = \int_{\Delta S} G_{ij}[x(\eta), \, \xi_0^p] \sum_{k=1}^n N^k(\eta) J(\eta) dS(\eta)$$
 и  $X = \int_{\Delta S} F_{ij}[x(\eta), \, \xi_0^p] \sum_{k=1}^n N^k(\eta) J(\eta) dS(\eta)$  формула (7)

$$X = \int_{\Lambda S} F_{ij}[x(\eta), \, \xi_0^p] \sum_{k=1}^n N^k(\eta) J(\eta) dS(\eta) \quad \text{формула}$$
 (7)

принимает следующий вид:

$$\begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} \\ c_{21} & c_{22} & c_{23} \\ c_{31} & c_{32} & c_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \mathbf{v}_1 \\ \mathbf{v}_2 \\ \mathbf{v}_3 \end{bmatrix} = \\ = \sum_{q=1}^{N} \begin{pmatrix} Y[\sigma_1^1, \sigma_2^1, \sigma_3^1, \sigma_1^2, \sigma_2^2, \sigma_3^2, \sigma_1^3, \sigma_2^3, \sigma_3^3] - \\ -X[\mathbf{v}_1^1, \mathbf{v}_2^1, \mathbf{v}_3^1, \mathbf{v}_1^2, \mathbf{v}_2^2, \mathbf{v}_3^2, \mathbf{v}_3^3, \mathbf{v}_2^3, \mathbf{v}_3^3] \end{pmatrix}.$$
(8)

Преобразуя левую часть уравнения (8) из матричного вида в линейный вид записи, получаем

$$\begin{bmatrix} c_{11} \\ c_{12} \\ c_{13} \\ c_{21} \\ c_{22} \\ c_{23} \\ c_{31} \\ c_{32} \\ c_{33} \end{bmatrix} = \sum_{q=1}^{N} \left( Y[\sigma_{1}^{1}, \sigma_{2}^{1}, \sigma_{3}^{1}, \sigma_{1}^{2}, \sigma_{2}^{2}, \sigma_{3}^{2}, \sigma_{3}^{3}, \sigma_{3}^{3}, \sigma_{3}^{3}] - \right) \cdot (9)$$

Из формулы (9) видно, что, расписав ее для одного элемента с учетом влияния на нее оставшихся, получим систему уравнений, которая в матричной форме записи будет состоять из 9N столбцов и 9 строк, если

проделать то же самое для остальных поверхностных элементов, получим еще 9(N-1) строк.

Так как граничные узлы могут принадлежать нескольким граничным элементам, необходимо иметь матрицу связей элементов, содержащую указатель узловых связей и позволяющую после интегрирования по индивидуальным элементам суммировать коэффициенты, относящиеся к общим узлам. Полученные таким образом коэффициенты затем могут быть помещены в отведенные для них позиции в матрице системы уравнений. Для этого необходимо иметь глобальную нумерацию элементов и узлов таким образом, чтобы по ней можно было указать положение каждого поверхностного элемента и его связь (через общие узлы) с прилегающими к нему соседними элементами.

В связи с тем, что в уравнении (9) интегрирование проводится по элементам, а формирование системы уравнений по узлам, то учитывая, что один узел может принадлежать нескольким треугольникам, получаем матрицу системы уравнений, состоящую из 3Nстрок и 3N столбцов, где N — число узлов, а не треугольников. Решив полученную систему уравнений, получим скорости и напряжения на границе по заданным граничным условиям.

Исходя из типа решаемой задачи (штамповка на молотах или прессование) исходная область, соответствующая деформируемому металлу, делится на несколько зон по виду граничных условий. Тогда формула (9) в зависимости от того, какие переменные заданы в качестве граничных условий, может принимать в общем случае для любого типа задач по трехмерному пластическому формоизменению три вида записи:

- 1) известны все напряжения, необходимо найти скорости;
- 2) известны все скорости, необходимо найти напряжения;
- 3) известны вертикальные составляющие скоростей и касательные составляющие напряжений, необходимо определить вертикальную составляющую напряжений и касательные составляющие скоростей.

При анализе пластического формоизменения металла при штамповке на молотах исходная область заготовки делится на две области, контактирующую с инструментом, что соответствует третьему виду записи (9), и свободную поверхность, которая соответствует первому виду записи (9). Но при решении системы уравнений в связи с тем, что при формировании системы учитывается влияние всех граничных элементов, всегда будет рассматриваться только общий случай, соответствующий третьему виду записи.

Использование метода граничных элементов предполагает выполнение последовательности следующих шагов:

1. Формирование исходных данных, определяемых геометрией задачи.

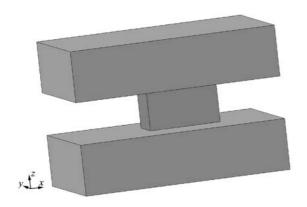


Рис. 3. Пример геометрии тестовой задачи по осадке параллеленипела

- 2. Наложение граничных условий, определяемых типом задачи.
- 3. Интегрирование произведений ядер на базисные функции для получения матриц систем линейных алгебраических уравнений.
- 4. Решение системы уравнений относительно не-известных граничных значений.
- 5. Внесение изменений в геометрию по найденным скоростям узлов и подготовка геометрии к следующему шагу деформирования (расчета).

Разработанная методика проверена на моделировании осадки параллелепипеда (проверка правильности полученных выражений для расчета напряжений и деформаций). Геометрическая модель для решения задачи приведена на рис. 3, а результаты работы программы — на рис. 4.

Расчет проводили на 216 граничных элементах с 130 узлами, моделировали деформацию на 10 % от первоначальной высоты заготовки за один шаг, время расчета на персональном компьютере на базе процессора Intel Pentium D 3,2 ГГц, с оперативной памятью 1024 Мбайт составило 2 с, а для деформации на 10 % от первоначальной высоты заготовки за десять шагов — 25 с. Полученные результаты сопоставимы между собой. Время расчета на порядок ниже по сравнению с программными комплексами (САМ системами), реализованными на методе конечных элементов.

Матрицу линейной системы уравнений размерностью 390×391 рассчитывали методом ортогонализации, с минимизацией невязки. Данный метод лучше всего проявил себя при поиске решения системы уравнений, по сравнению с остальными методами он устойчивее и за меньшее количество приближений находит решение граничных интегральных уравнений.

Разработанная методика позволяет получить наиболее полное представление о формоизменении поковки при пластической обработке, напряженно-деформированном состоянии, энергосиловых параметрах процесса, за более короткое время по сравнению с существующими программными средствами, представленными на рынке.

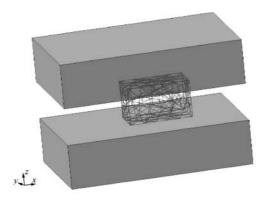


Рис. 4. Результат работы программы

После моделирования пластического формоизменения трехмерные твердотельные модели нижней и верхней половин штампа можно использовать для получения управляющей программы для станков с ЧПУ, которая позволит изготовить штамп в металле.

Разработанный программный продукт позволяет производить моделирование пластического формоизменения в любых видах ручьев (заготовительные, формовочные или окончательные) в зависимости от геометрии инструмента и заготовки. Продукт выполнен в виде прикладной библиотеки к чертежно-графической системе КОМПАС версии 8, что дает возможность в полной мере использовать весь графический инструментарий программного продукта, а также работать с геометрией заготовки (разбивать поверхности на поверхностные элементы, рассчитывать массу и объем заготовки и инструмента) при моделировании пластического формоизменения. Трехмерную модель поковки и инструмента разрабатывают по методике трехмерного геометрического моделирования поковок сложной формы [5].

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. Данченко В.Н., Миленин А.А., Кузьменко В.И., Гринкевич В.А. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением. Численные методы. Днепропетровск: Системные технологии, 2005. 448 с.
- 2. **Покрас И.Б.** Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением: учеб. пособие. Ижевск: Изд-во ИжГТУ, 2002. 168 с.
- 3. **Крауч С., Старфилд А.** Методы граничных элементов в механике твердого тела. М.: Мир, 1987. 328 с.
- 4. **Бенерджи П., Баттерфилд Р.** Метод граничных элементов в прикладных науках / пер. с англ. М.: Мир, 1984. 494 с.
- 5. Покрас И.Б., Габдрахманов И.Н. Геометрическое моделирование при анализе пластического формоизменения в процессах штамповки на молотах // Технологическое обеспечение надежности и долговечности машин: сб. науч. тр. / отв. ред. д.т.н. В.Б. Дементьев. Ижевск: ИПМ УрО РАН, 2006. С. 224—229.

Илья Борисович Покрас, д-р техн. наук; Ильдар Наипович Габдрахманов, инженер

### прокатно-волочильное



### LIPONSBOTCLEO

621. 771: 669.14.018.27

В.В. Галкин, Ф.П. Михаленко, Ю.В. Бугров (Нижегородский государственный технический университет), П.В. Уланов (ОАО "ГАЗ", г. Н. Новгород)

#### Качество рессорного листа из стали 50ХГФА, прокатанного на клин

Проведено исследование структуры и механических свойств металла рессорного листа, получаемого прокаткой на клин из проката прямоугольного сечения. Представлены зависимости распределения механических свойств по объему прокатанной части заготовки от степени деформации. Приведено сравнение качества металла после прокатки и в состоянии поставки.

The article brings the results of structure and mechanical properties researches of a spring plate metal manufactured by taper rolling from rectangular cross section bar. The dependencies of mechanical properties on the rate of deformation are presented. The comparison of metal quality before and after rolling was realised.

Одним из способов изготовления малолистовых рессор является асимметричная прокатка. В результате совместной работы ВНИИМЕТМАШ им. А.И. Целикова и АО "ЗИЛ" разработан и внедрен стан для прокатки заготовок рессорных листов с переменным по длине параболическим профилем [1]. Рессорную полосу с одной плоской (нижней) поверхностью, а другой (верхней) параболической изготовляют в гладких валках одинакового диаметра, вращающихся с разными окружными скоростями и обладающих возможностью смещения друг относительно друга. Прокатку выполняют за 3—4 прохода с поддержанием температуры полосы 920...780 °С за счет специальной конструкции рабочих валков.

Другим способом является плоская периодическая прокатка. На ОАО "ГАЗ" для автомобилей семейства "ГАЗель" спроектированы и пущены в эксплуатацию автоматизированные линии изготовления рессорных листов с клиновидным продольным профилем [2]. В отличие от производства АО "ЗИЛ" прокатка не выделена в отдельный процесс, а входит в состав последовательных операций изготовления рессорного листа. По своей сути она близка к схемам прокатки, применяемым на раскатных станах "Краузе", "Платцера" и станах серии ХПЛ-650 конструкции ОАО "Институт ЦВЕТМЕТОБРАБОТКА".

Однако в отличие от вышеназванных станов, где обжатие осуществляется за счет многократного качательного движения валков, прокатка полосы на клин

на стане ОАО "ГАЗ" происходит за один проход. В целом весь процесс изготовления рессорного листа включает индукционный нагрев штучной заготовки и формообразующие операции: пробивку центрального отверстия, прокатку на клин обоих концов заготовки неприводными валками (скорость прокатки 200 мм/с), формовку ушков (рис. 1). Время процесса составляет 17...19 с. Затем лист подогревают, гнут, термообрабатывают (закаливают в масле и отпускают) и подвергают дробеструйному наклепу.

В технологии используют полосовой горячекатаный прокат прямоугольного сечения, предназначенный для изготовления рессор. В этой связи практическое значение имеет вопрос о работоспособности полученных листов, так как технология изготовления путем прокатки на плите применена в производстве малолистовых рессор впервые и имеет следующие особенности:

- прокатку заготовки на клин осуществляют на плите за один проход, что обусловливает разную степень деформации по длине прокатанного листа;
- прокатку проводят в автоматизированном режиме, в котором предусмотрена значительная последеформационная пауза и возможность протекания рекристаллизационных процессов в металле;
- применяют заготовки сортового проката, который целевым образом по поставке не предназначен для передела.

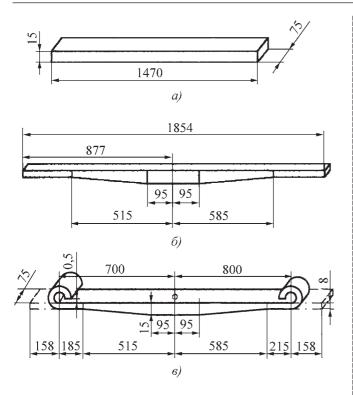


Рис. 1. Технологические переходы изготовления рессорного листа с клиновидным профилем:

a — исходная заготовка;  $\delta$  — заготовка с прокатанными на клин обоими концами;  $\epsilon$  — заготовка с пробитым центральным отверстием и отформованными ушками

Для реальной оценки работоспособности листа в рессоре необходимо исследовать показатели качества металла, от которых зависит его работа, в частности в условиях циклической нагрузки. К ним относятся предел прочности и усталостная прочность металла. Считается, что между пределом выносливости и твердостью стали, а также между пределом прочности при растяжении и твердостью существуют корреляционные зависимости. Поэтому знание величин твердости и прочностных показателей позволяет косвенно оценивать эксплуатационные параметры рессорного листа.

В последнее время развитие конструкции рессор идет по пути снижения количества листов до одного. С одной стороны, это должно повысить надежность рессор, так как в однолистовой рессоре отсутствуют причины повреждения поверхности листа, связанные с контактным трением его о другой лист; с другой стороны, все более актуальной и ответственной становится задача получения механических характеристик металла листа, определяющих, в частности, усталостную прочность. Кроме того, по данным различных исследований при горячих режимах обработки стали 50ХГФА горячий наклеп не наблюдается, а окончательная термическая обработка обеспечивает равномерную структуру и механические свойства по всему объему рессорного листа.

Целью данной работы является оценка качества металла рессорного листа, полученного прокаткой на клин заготовки прямоугольного сечения с закругленными кромками сортового проката их стали 50ХГФА. Для ее достижения решали следующие задачи:

- определяли механические свойства в горячекатаном и термически обработанном состояниях заготовки сечением 13×75 мм и сравнивали их с данными металла исходной поставки:
- оценивали влияние сформированной в процессе горячей прокатки структуры на механические свойства термически обработанного листа;
- сравнивали эксплуатационные возможности прокатанного рессорного листа с листом многолистовой рессоры, изготовленным из проката в состоянии поставки.

В данной работе стандартные испытания на выносливость не проводили, а эксплуатационные возможности рессорного листа оценивали по механическим характеристикам прокатанного листа и результатам испытаний малолистовых рессор в ОАО "ГАЗ".

По длине прокатанного рессорного листа (рис. 2) были выбраны три зоны, отличающиеся величиной степени деформации: 1- зона малых деформаций  $\epsilon \le 4\%$ ;

- 2 зона средних деформаций  $\varepsilon$  ≤ 23 %;
- 3 зона больших деформаций  $\varepsilon$  ≈ 40 %.

Исследовали материал заготовки после прокатки и окончательной термообработки. В выделенных зонах вырезали пробы материала для образцов механических испытаний и структурных исследований.

Механические испытания включали замеры твердости, одноосное растяжение листовых образцов, определение ударной вязкости металла в горячекатаном и термически обработанном состояниях.

Определение твердости проводили по методу Роквелла согласно ГОСТ 9015—74 в поперечных сечениях выделенных зон на трех уровнях: в середине прокатываемой полосы и в двух слоях, отстоящих от верхней и нижней поверхностей на 2 мм. По ширине полосы величиной 75 мм делали пять наколов с интервалом 15 мм и боковыми полями 7,5 мм. Результаты замеров твердости в поперечных сечениях выбранных зон по слоям приведены на рис. 3 и 4.

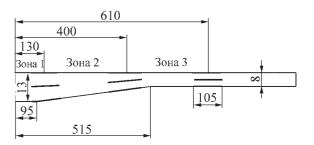


Рис. 2. Эскиз прокатываемого листа с указанием расположения выделенных зон:

зона 1  $-\epsilon$  = 4 %; зона 2  $-\epsilon$  = 23 %; зона 3  $-\epsilon$  = 40 %

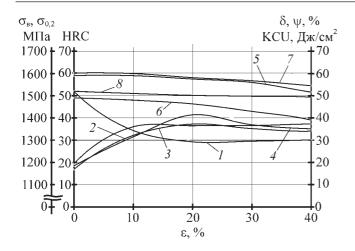


Рис. 3. Зависимость механических свойств горячекатаной стали  $50 \text{X} \Gamma \Phi A$  от степени деформации  $\epsilon$ :

1- KCU; 2- твердость слоя металла, контактируемого с валком; 3- твердость среднего слоя металла; 4- твердость слоя металла, контактируемого с плоской плитой;  $5-\sigma_{\rm B}$ ;  $6-\sigma_{0,2}$ ;  $7-\psi$ ;  $8-\delta$ 

Одноосное растяжение проводили на плоских образцах толщиной 2 мм, изготовленных из продольных заготовок выделенных зон по трем слоям: верхнему — контактирующему с неподвижной опорой, среднему — посередине толщины прокатываемой заготовки, нижнему — контактирующему с валком. Испытания проводили на универсальной машине типа УМЭ-10ТМ (с тензометрическим силоизмерителем). Скорость деформирования (растяжения) 5 мм/мин. Температура испытания 20 °С. Значения механических свойств приведены на рис. 3 и 4.

Определение ударной вязкости проводили согласно ГОСТ 9454—76 на образцах с U-образным надрезом, изготовленных из поперечных заготовок выделенных зон. Расчетные значения ударной вязкости приведены на рис. 3 и 4.

Металлографический анализ проводили на микроскопе Ерітир при увеличении ×300. Исследовали шлифы металла поперечных сечений характерных зон после прокатки и термической обработки (рис. 5). После травления в насыщенном растворе пикриновой кислоты определяли величину зерна (таблица).

По результатам испытаний можно сделать следующие выводы о влиянии степени деформации на свойства металла прокатанного листа.

1. По длине горячекатаного листа с увеличением степени деформации твердость металла увеличивается, достигая максимума в интервале степеней деформации 15...20 %.

В поперечных сечениях величина твердости по слоям различна. При малых степенях деформации  $\varepsilon \le 4\,\%$  наибольшая твердость 35...39 HRC достигается в прокатываемом слое, тогда как в среднем слое твердость составляет 19...22 HRC. На поверхности, контактирующей с неподвижной опорой, твердость уве-

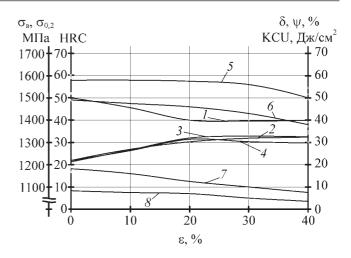


Рис. 4. Зависимость механических свойств термически обработанной стали  $50 \mathrm{X} \Gamma \Phi \mathrm{A}$  от степени деформации  $\epsilon$ :

 $1-{
m KCU}$ ;  $2-{
m твердость}$  слоя металла, контактируемого с валком;  $3-{
m твердость}$  среднего слоя металла;  $4-{
m твердость}$  слоя металла, контактируемого с плоской плитой;  $5-{\sigma_{\rm B}}$ ;  $6-{\sigma_{\rm 0.2}}$ ;  $7-{\psi}$ ;  $8-{\delta}$ 

личивается только до 28...34 HRC, что меньше, чем в прокатанном слое. По ширине наименьшее значение

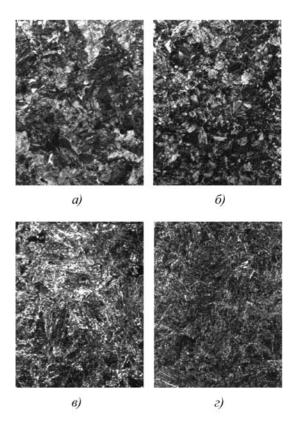


Рис. 5. Микроструктура горячекатаной стали  $50 {\rm X} \Gamma \Phi {\rm A}$  рессорного листа:

a — центральная зона,  $\varepsilon$  = 0 %;  $\delta$  — зона 1,  $\varepsilon$  = 4 %;  $\epsilon$  — зона 2,  $\varepsilon$  = 23 %;  $\epsilon$  — зона 3,  $\varepsilon$  = 40 %

	Параметр					Ном	ер точки										
11			2	3	4	5	6	7	8	9	10	11					
Расстояние от центрального отверстия, мм		0	60	120	180	240	300	360	420	480	540	600					
Толщина	левая сторона	13	13	11,9	10,7	9,8	8,7	7,4	6,4	6,1	5,9	6,2					
листа, мм	правая сторона		13	11,9	10,7	9,7	8,4	7,4	6,2	6,0	5,9	6,2					
	Величина действительного балла зерна		1011		56				67								

Балл зерна по ГОСТ 5639-82 по длине горячекатаного рессорного листа переменного продольного профиля

твердости 22 HRC — в центре среднего слоя и крайних точках поверхностных слоев.

При степенях обжатия  $\epsilon \approx 23$  % твердость по слоям начинает выравниваться, достигая 34...37 HRC, однако при этом твердость средних слоев больше твердости наружных на 3...5 HRC.

При больших степенях обжатия  $\epsilon \approx 40~\%$  твердость поверхностных слоев вновь становится больше твердости средних, в частности, достигая по прокатываемой стороне 39 HRC.

2. Прочностные характеристики — предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление разрушению  $\sigma_{\rm B}$  — подтверждают вышеобозначенный характер неравномерности изменения твердости по длине горячекатаной заготовки. При этом некоторое несоответствие результатов можно объяснить тем фактом, что образцы для испытания на растяжение изготавливали из слоев горячекатаного металла, имеющих неравномерные механические свойства как по ширине, так частично и по толщине.

При малых деформациях  $\epsilon \approx 4~\%$  наибольшего упрочнения достигает слой, контактирующий с валком: при  $\sigma_{\scriptscriptstyle B} = 800~\text{M}\Pi a;~\sigma_{0,2} = 700~\text{M}\Pi a.$ 

По мере увеличения степени обжатия более интенсивно начинают упрочняться средние слои. Во второй зоне с обжатием  $\epsilon \approx 23$  % упрочнение средних слоев больше, чем у слоев, контактирующих с валком:  $\sigma_{\rm B} = 1100\,$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 791\,$  по сравнению с  $\sigma_{\rm B} \approx 1070\,$  МПа;  $\sigma_{0,2} \approx 730\,$  МПа.

- 3. Изменение относительного удлинения  $\delta$ , сужения  $\psi$  и ударной вязкости КСU происходит аналогично изменению прочностных характеристик. Отличие состоит в том, что показатели пластичности имеют экстремум минимум.
- 4. Зависимости прочностных и пластических характеристик металла от степени деформации в горячекатаном и термически обработанном состоянии имеют одинаковый характер. При этом термически обработанная заготовка имеет следующие отличия по сравнению с горячекатаной: твердость  $\sigma_{\rm B}$  и  $\sigma_{0,2}$  в 1,5...2 раза выше; ударная вязкость в 1,25 раза, а  $\delta$  и  $\psi$  в 2,5 раза ниже.

Полученные зависимости показателей механических свойств по длине горячекатаного листа сопоставимы со сформированной структурой. По всей длине листа она состоит из сорбита и феррита. По результатам металлографического анализа обнаружена разнозернистость (см. таблицу). Балл зерна изменяется в диапазоне номеров 5...11. Наибольшая величина зерна (5—6) соответствует интервалу степеней деформации 4...10 % или расстоянию 100...200 мм от центрального отверстия.

Очевидно, степень деформации до 10 % не приводит к интенсивному развитию рекристаллизационных процессов, хотя прочностные свойства при этом увеличиваются. Рост рекристаллизованного зерна может иметь объективное объяснение, так как соответствует интервалу критических степеней деформации, величина которых обычно соответствует 8...10 %. При более высоких степенях деформации  $\varepsilon \approx 20$  % возникает состояние горячего наклепа, которое частично сохраняется при охлаждении. Это подтверждается повышением прочности при некотором снижении пластичности.

При оценке качества прокатанного металла и его эксплуатационных возможностей отметим предъявляемые к нему требования в конструкторско-технологической документации и научно-технической литературе.

В производстве рессорный лист принимают согласно ГОСТ 103—76, который регламентирует его размерные параметры, а также эксплуатационные требования по ГОСТ Р 51585—2000:

- прогиб листа с нагрузкой 14,6 кН не должен превышать 280 мм от ее свободного состояния;
- циклическая прочность должна быть не менее
   130 000 циклов (норматив 95 000 циклов).

К механическим свойствам горячекатаного рессорного листа предъявляют следующие требования:

- твердость прокатываемого листа должна составлять 400±40 HB;
- по длине проката разность твердости не должна превышать 10 HB;
- величина зерен после прокатки не должна превышать 5 баллов по ГОСТ 5639–82.

По результатам данной работы можно отметить некоторое ухудшение механических показателей, отвечающих за его циклическую прочность. При этом наибольшее снижение происходит при степенях деформации  $\epsilon \approx 10$  %, что соответствует расстоянию  $\approx 200$  мм от центрального отверстия по длине прокатываемого листа. В этой зоне рекристаллизационные процессы не имеют интенсивного развития. Результаты циклических испытаний и эксплуатации показывают, что большая часть разрушений листов в виде усталостной прочности приходится на данную часть листа.

В целом производственные испытания рессорных листов, изготовленных на автоматизированных линиях, показали соответствие требованиям конструкторской документации согласно ГОСТ Р 51585—2000.

В эксплуатации малолистовые передние рессоры автомобилей ГАЗель успешно прошли испытания по ОСТ 37.001.275—84 и соответствуют требованиям ГОСТ 12.1.012—90 и ОСТ 31.001.291—84.

#### Выводы

По длине горячекатаной на клин заготовки из стали 50ХГФА с увеличением степени деформации величина прочностных показателей увеличивается, а показателей пластичности уменьшается, проходя через экстремум в интервале степеней деформации 15...20 %.

Упрочнение, полученное в процессе горячей прокатки, после окончательной термообработки частич-

но сохраняется. При этом характер зависимостей механических свойств металла прокатанной заготовки и заготовки после окончательной термической обработки от степени деформации одинаков.

Структурные исследования горячекатаного и термически обработанного металла свидетельствуют о различных условиях формирования горячедеформированной структуры и ее влиянии на окончательные механические свойства рессорного листа.

Эксплуатационные характеристики передних малолистовых рессор в сравнении с многолистовыми, несмотря на уменьшение после прокатки прочностных показателей металла, ответственных за циклическую выносливость, не ухудшились, о чем свидетельствуют успешные производственные испытания и результаты эксплуатации.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. **Производство** новых автомобильных рессор / Н.А. Целиков, С.В. Родинков, С.Х. Сиушев и др. // Тяжелое машиностроение. 2003. № 5. С. 16-17.
- 2. **Изготовление** малолистовых рессор в ОАО "ГАЗ" / А.Ф. Мишин, Л.С. Темянко, А.А. Волгунин и др. // Кузнечно-штамповочное производство и обработка металлов давлением. 2001. № 8. С. 42-45.

Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук; Федор Павлович Михаленко, д-р техн. наук; Юрий Владимирович Бугров, канд. техн. наук; Павел Валерьевич Уланов, инженер



### Подписка на журнал

"Заготовительные производства в машиностроении" на I полугодие 2008 г.

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

Информацию по вопросам подписки можно получить в редакции журнала.

Тел.: (495) 268-47-19, факс: (495) 269-48-97

E-mail: zpm@mashin.ru

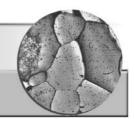
Подписку можно также оформить в любом почтовом отделении.

Подписные индексы: 81580 – в каталоге "Роспечать";

39205 – в каталоге "Пресса России";

60261 - в каталоге "Почта России"

## материаловедение и новые



### МАТЕРИАЛЫ

А.М. Иринин (Москва)

## Влияние малых добавок магния на свойства жаропрочных сплавов и сталей

Приведены результаты исследований по влиянию малых добавок магния на свойства жаропрочных сплавов на никелевой и железоникелевой основе. Установлено, что малые добавки магния (0,05...0,1 %) при оптимально разработанной технологии производства способствуют повышению пластичности в процессе кратковременных испытаний при рабочих температурах и технологической пластичности при температурах деформации жаропрочных сплавов до 3 раз.

The article brings the results of investigations of the influence of small additions of magnium on properties of heat-resistant alloys on nickel and ferrum-nickel base. Additions of 0,05...0,1~% of magnium promotes to increase the plasticity during short-term tests at working temperatures and the technological plasticity at heat-resistant alloys deformation temperatures.

Отечественная промышленность располагает широким ассортиментом марок жаропрочных сплавов на никелевой и железоникелевой основе. Они, очевидно, еще долгое время будут оставаться конструкционным материалом для изделий авиационной техники.

Использование вакуумных металлургических агрегатов при производстве жаропрочных сплавов, имеющих в своем составе химически активные металлы, позволяет исключить взаимодействие жидкой ванны с атмосферными газами, рафинировать металл от вредных примесей и, следовательно, повысить их качество. При их выплавке нередко используют малые добавки элементов, оказывающих модифицирующее влияние на металл. При правильном выборе, сочетании и последовательности ввода в оптимальных количествах они могут значительно повышать комплекс свойств сплавов.

Положительное влияние магния на свойства жаропрочных сплавов установлено в работах [1; Сидоров В.В., Шпунт К.Я. Повышение свойств и технологической пластичности жаропрочных сплавов типа ЖС6-КП путем модифицирования // Новое в металлургии сталей и сплавов. Вып. 4. М.: ВИАМ ОНТИ, 1970. С. 29; Тальянцев В.С., Боярпинов В.А., Войновский Е.В. и др. Влияние магния на технологические и служебные свойства сплава ЭИ826-ВИ // Новое в металлургии сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1969. С. 66] и др.

Методом электронной микроскопии исследовали [1] распределение и морфологию магния на границах зерен жаропрочного сплава GH220 следующего состава, % мас.: 0,001...0,019 Mg; 0,05 C; 10 Cr; 5,5 Mo; 5,5 W; 4,2 Al; 2,4 Ti; 0,3 V; 0,02 B; остальное — Ni. В основном магний располагается вблизи границ зерен, что особенно заметно на некогерентных поверхностях раздела между карбидами и матрицей или  $\gamma'$ -фазой, где образуются выделения фазы Лавеса Ni<sub>2</sub>Mg. При оптимальном размере выделений (10 мкм) высокотемпературная вязкость возрастает.

Магний снижает поверхностное натяжение жаропрочных сплавов при температурах 1400 и 1500 °С и, следовательно, является поверхностно-активным элементом.

После присадки магния карбиды становятся мелкими, круглыми, равномерно распределенными в объеме металла.

После нагрева до высоких температур границы зерен в металле с магнием менее разупрочнены. Магний задерживает коагуляцию  $\gamma'$ -фазы. Установлено, что для получения сплава ЖС6-КП с высокими показателями жаропрочности и пластичности в металле должно присутствовать некоторое количество магния (около 0,01 %). Металл с магнием обладает пониженной диффузионной подвижностью атомов. Этот металл менее подвержен разупрочнению при рабочих температурах и напряжениях (по данным В.В. Сидорова, К.Я. Шпунта). При нагреве под прокатку у мет

талла с магнием задерживается растворение скоагулированной  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе, вследствие чего улучшается технологическая пластичность.

Выплавку сплавов типа ЖС6-КП производят в основных тиглях с магнезитовой футеровкой. Из диаграммы изменения свободной энергии образования оксидов металлов от температуры видно, что выше 1550 °С термодинамически возможно протекание реакции:

$$MgO + 2/3Al = 1/3Al_2O_3 + Mg.$$

Вместе с тем в металле остаточное содержание магния невысокое и зависит от внешних условий. Очевидно, одновременно с процессом восстановления из футеровки происходит процесс удаления магния из расплава вследствие очень высокого давления упругости пара, равного 176 кПа при 1600 °С, низкой температуры кипения, равной 1103 °С при давлении 10 кПа и 376 °С при давлении 0,133 Па.

Скорость снижения содержания магния в металле определяется скоростью протекания реакций его восстановления из футеровки тигля алюминием расплава и скоростью его испарения:

- 1) MgO тигля + 2/3 [Al] = 1/3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + [Mg] расплава;
  - 2) [Mg] расплава = Mg пар.

При выплавке в вакуумной индукционной печи вследствие смещения равновесия магний из расплава удаляется практически полностью. При выплавке в атмосферных условиях скорость испарения магния меньше, вследствие чего остаточное содержание магния в расплаве выше.

В случае присадки 0,1 % Mg в жидкий металл в магнезитовом тигле при атмосферных условиях и выдержке до 60 мин содержание магния снижается только в течение первых 15 мин до 0,012 %, а затем практически не изменяется, т.е. достигается его равновесное содержание в расплаве.

При последующем переплаве металла в вакуумной дуговой печи (ВДП) с кристаллизатором диаметром 110 мм происходит удаление магния из расплава, однако в меньшей степени, чем при вакуумной индукционной плавке (по данным В.В. Сидорова, К.Я. Шпунта).

Положительное влияние магния на механические свойства сплава ЭИ826 при испытании на кратковременный разрыв и длительную прочность установлено в работе В.С. Тольянцева и др. Аналогичное влияние магния наблюдается на ударную вязкость в интервале температур деформации. Причем только при оптимальном количестве магния в сплаве улучшаются его свойства. Оптимальное его содержание определяется степенью загрязнения металла вредными примесями. Оптимальное содержание магния в металле открытой выплавки составляет около 0,01...0,012 %, в металле вакуумной индукционной выплавки его содержание составляет 0,006...0,008 %.

Методом растровой просвечивающей микроскопии, ОЖЕ-электронной спектроскопии и энерго-дисперсионной спектроскопии исследована взаимосвязь между распределением магния на поверхности разрушения никелевого сплава следующего состава, % мас.: 15 Co; 10 Cr; 5,4 W; 5,3 Mo; 4 Al; 2 Ti; 0,05 C; 0,004 Mg. По границам зерен магний распределяется неоднородно. В частности, скопления его встречаются около карбидов  $M_6$ С. При межзеренном разрушении сплава на поверхности разрушения иногда обнаруживаются частицы MgS [2].

Подтверждением исследования [2] может в определенной мере быть [3], где отмечено, что в высокопрочном чугуне, модифицированным магнием, магний сконцентрирован у всех без исключения глобулей в тонкой переходной зоне. К. Итофудзе даже сравнивал эту "магниевую атмосферу" с тонким слоем земной атмосферы, окружающей нашу планету. К. Итофудзе считает, что "магниевая атмосфера" вокруг глобулей графита есть остаток тех паров магния, которые в свое время образовывали круглый мелкий пузырек в жидком металле, заполнившийся затем графитом.

"Пузырьковая" теория не может объяснить сфероидизирующее действие иттрия в чугуне, а также других P3M с высокими точками кипения, не объясняет образования шаровидного графита при графитизирующем отжиге белого чугуна [4].

Атмосферы К. Итофудзе — это реальность и важный факт вклада в теории шаровидного графита. Главное здесь, очевидно, заключается в хемосорбции ионов магния на границах графит—металл (в основном со стороны графита) с соответствующим изменением пропорций поверхностных натяжений на гранях решетки графитовой фазы в соответствии с теорией Мак-Суейна и Бейтса. Испарившись, магний из химически активированного слоя уходит, подобно тому, как катализатор покидает продукт катализа [4].

Можно предположить, что подобную роль поглощаемого элемента на формирование границ зерен, поверхностей раздела между карбидами и матрицей или  $\gamma'$ -фазой с последующим уходом из химически активированного слоя играет магний в жаропрочных сплавах. Эксперименты автора статьи по модифицированию магнием жаропрочных сплавов показали положительные результаты.

Введение 0,05 и 0,1 % магния при выплавке сплава ЭП199 повышает пластичность (относительное удлинение  $\delta$  и относительное сужение  $\psi$ ) при испытании на длительную прочность в 1,3-2 раза, а при испытании на кратковременный разрыв при 900 °C — более чем в 2 раза. Ударная вязкость при 1100 °C у металла с магнием примерно в 3 раза выше (табл. 1).

Положительное влияние магния установлено и при выплавке сплава ЭП708 в вакуумной индукционной печи. Металл, в который присаживали 0,1 % Mg за 3 мин до выпуска, имел значительно более высо-

#### 1. Влияние магния на механические свойства сплава ЭП199 при различных температурах испытания

Присадка	σ <sub>в</sub> , ΜΠα	δ	Ψ	Ударная вязкость $KC$ , $Дж/cм^2$ , при температуре, °C				
магния*, %	П	<i>9</i> ри 900°	% C	20	800	1100		
_	514	11,2	36,7	25	32	53		
0,05	534	20,5	55,7	21	28	164		
0,1	517	21,7	51,0	25	23	177		
* <b>М</b> агний	– присажі	ивали за	а 3 мин д	цо выпу	ска мета	лла.		

кую пластичность ( $\delta$  и  $\psi$ ) при 800 °C при кратковременных испытаниях и на длительную прочность. При комнатной температуре разницы в свойствах сплавов ЭП199 и ЭП708, модифицированных магнием и без него, не установлено. Модифицирование магнием повышает в 3 раза ударную вязкость (до  $250~\mathrm{Дж/cm^2}$ ) при  $1100~\mathrm{°C}$ .

При увеличении времени выдержки металла в жидком состоянии при вакуумно-индукционной выплавке (ВИ) после присадки магния его влияние уменьшается или вообще исчезает (табл. 2).

Ухудшение свойств после выдержки 12 мин можно объяснить значительным испарением магния. При выдержке 3...6 мин содержание магния в металле составляло приблизительно 0,009 %, а при 12 мин уменьшалось до 0,003 %.

Таким образом, слишком малое содержание магния в металле (или его отсутствие) является причиной недостаточной пластичности сплава при рабочих температурах.

### 2. Влияние выдержки расплава после присадки 0,1 % Mg на свойства сплава ЭП708 (средние значения)

Пуу		C, ,		δ	Ψ		δ	Ψ	
Вы- держ- ка,	при т	′см <sup>2</sup> , емпе- ре, °С	σ <sub>в</sub> , ΜΠα	%		τ, ч	%		
мин	800	1100	при 800 °C				и 800°С и = 280 МПа		
3	96	296	900	20	25	201 248	10 -	19 -	
6	93	362	876	21,7 31		245 196	_	_	
12	68	28	880	6,2	9,7	112	8,8	15,5	

Обозначения:  $\tau$  – время до разрушения;  $\sigma$  – напряжение.

### 3. Влияние технологии выплавки на механические свойства сплава ЭП708 (средние значения)

	Содер-	Темпе-	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ
Особенности выплавки	жание Мд, %	испы- та- ния, °С	M	Па	%	
ВИ + 0,1 % Мg за 3 мин до выпуска	0,01	20 800	1297 885	806 -	34 19,2	42,5 29,5
ВИ + ВДП	0,005	20 800	1290 835	846 -	34,7 25,5	34,5 30,7

### 4. Зависимость свойств сплава ЭП199 от содержания магния

Содержа-	КС, Д	ж/см <sup>2</sup>	σ <sub>в</sub> , δ / %				
ние маг- ния, %		при температуре, °С					
	800	1100	800				
0,009	96	296	900	20	26		
0,003	68	28	880	9,7			

При ВИ никелевых сплавов рекомендуется [5] использование в завалке магнезито-хлоридных шлакообразующих смесей с соотношением NiCl<sub>2</sub>: MgO = = 0,05, что является надежным способом микролегирования металлического расплава. Стабилизация содержания магния в интервале 0,005...0,008 % способулучшению качества сплавов ХН45МВТЮБР, ХН50ВМТЮБ и им подобных. При эксплуатации промышленных вакуумных индукционных печей вместимостью 1...2,5 т с засыпкой в тигель магнезито-хлоридных смесей в количестве 0,3 кг/т металла перед загрузкой шихты отмечено снижением пирофорных свойств металлического конденсата, образующегося в плавильной камере. Это повышает безопасность работы персонала печей.

После ВДП сплава ЭП708, выплавленного в вакуумной индукционной печи, содержание магния уменьшалось от 0.01 до 0.005%. Однако оставшегося количества вполне достаточно для сохранения высокого уровня свойств при 20 и 800 °C (табл. 3).

После переплава в кристаллизаторах больших размеров при давлении 0,133...0,399 Па содержание магния в металле может уменьшаться в несколько раз. При малом содержании магния пластические свойства жаропрочных сплавов значительно ухудшаются. Зависимость свойств сплава ЭП199 от содержания магния приведена в табл. 4.

При испытании на кратковременный разрыв при 800 °C у сплава, содержащего 0,003 % Mg, пластичность, как следует из табл. 4, в 3 раза ниже, чем у сплава с 0,009 % Mg.

Для получения оптимального количества магния в сплавах ВДП при давлении 0,133...0,665 Па в металле расходуемых электродов его должно быть больше. С этой целью исходный металл выплавляют под магнезиальными шлаками или модифицируют никель-магниевой лигатурой. В противном случае после ВДП пластические характеристики оказываются неудовлетворительными. При завышенном содержании магния пластические характеристики также ухудшаются.

Для выяснения влияния присадок различного количества магния проведена выплавка в вакуумной индукционной печи сплава  $9\Pi708$  с модифицированием жидкого металла до 0.3~% Mg. Пластичность при испытании на разрыв при  $800~^\circ$ С у металла с присадкой 0.05~и 0.1~% Mg наиболее высокая (рис. 1).

В металле без магния и с присадкой 0,2 % Mg пластичность ухудшилась. Та же самая картина наблюдалась и при испытании на ударную вязкость при 1100 °С и длительную прочность при 800 °С (табл. 5).

Металл с присадкой 0.3~% Mg разрушился при деформации.

Магний, являясь поверхностно-активным элементом и незначительно растворяясь в твердой металлической фазе, в избыточном количестве играет роль вредной примеси, ухудшает связь между зернами и понижает свойства металла.

Изложенное дает основание считать присадку 0,05...0,1 % Мg при ВИ сплава ЭП708 не более чем за 5 мин до выпуска металла из печи оптимальной. Положительное влияние присадки 0,05 % Мg установле-

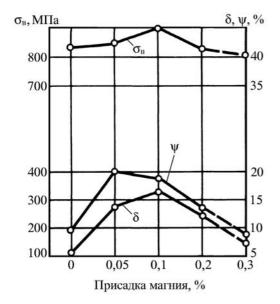


Рис. 1. Влияние присадки магния на свойства сплава  $Э\Pi708$  при испытании на кратковременный разрыв при  $800~^{\circ}\mathrm{C}$ 

#### Влияние присадки магния при ВИ на свойства сплава ЭП708 при испытании на длительную прочность и ударную вязкость

При- садка	τ, ч	δ	Ψ	КС, Дж/см <sup>2</sup> , при температуре, °С				
маг- ния, %		ри 800°C 290 МП		20 1100 1150				
0,1	103 148	19 19,2	34 30	64	168	389		
0,2	82 78	9,5 10,4	15 19	60	94	171		
0,2	183 152	10,3 11,5	19 15	60	126	308		

но при ВИ + ВДП сплава ВЖ156. Металл с присадкой магния продеформирован на прутки без поверхностных дефектов, а без магния — с грубыми трещинами.

У металла с присадкой магния пластичность ( $\delta$  и  $\psi$ ) при испытании на кратковременный разрыв (средние значения) и время до разрушения при испытании на длительную прочность более высокие (табл.  $\delta$ ).

Положительное влияние микродобавок магния на технологическую пластичность чистого никеля наблюдали при температурах 800...1100 °C [6]. Отмечено также, что при комбинированном микролегировании сплава ЭИ698 0,03 % РЗМ, 0,02 % Мд и 0,006 В достигнуто максимальное значение технологической пластичности и длительной прочности. Отклонение от этого соотношения микролегирующих добавок привело к снижению пластичности и жаропрочности сплава.

Большая группа марок жаропрочных сплавов выплавляется в открытых дуговых электросталеплавильных печах, где имеются условия восстановления магния из шлака и футеровки, в том числе и оксидом углерода по эндотермической реакции:

$$MgO + CO = Mg + CO_2$$
,  $Q = -314$  кДж,

где Q — количество теплоты.

#### 6. Влияние присадки магния на свойства сплава ВЖ156

Присад- ка маг-	τ, ч	δ	Ψ %	σ <sub>в</sub> , ΜΠа	δ 9	Ψ	
ния, %		при 900 и 220 М		при 900 °C (средние значения)			
_	54 42 69 87	10 4 10,2 10,4	21 21 27,5 13,5	670	18	25,5	
0,05	79 106 89 90	12,2 19,6 15,2 17,4	27,5 13,5 19 22,5	655	24	31	

Следовательно, можно предположить, что в зоне горения дуг протекает реакция восстановления. В этих условиях введение магния в жидкую ванну перед разливкой нецелесообразно.

При выплавке в открытых индукционных печах шлаки менее активны, чем при электродуговой плавке. Следовательно, восстановление магния из шлака и футеровки индукционной печи по сравнению с дуговой незначительно.

На заводе "Днепроспецсталь" (г. Запорожье) в открытой индукционной печи с тиглем вместимостью 8 т проведены исследования по выплавке жаропрочных сплавов с использованием до 60 % отходов в массе завалки.

Низкое содержание магния в металле ухудшает пластичность сплава, что обнаружено на первых наладочных плавках сплава ЭИ437Б — характеристики сплава не соответствовали требованиям ТУ. Присадка 0,035 % Мg позволила повысить пластичность сплава. При этом механические свойства удовлетворяли требованиям ТУ. В процессе вакуумного дугового переплава содержание магния уменьшалось в несколько раз.

При выплавке в открытой индукционной печи сплава ЭП199 расчетная присадка магния в ковш сначала также составила 0,035 %. После вакуумного дугового переплава магний угорает более чем в 3 раза. Деформируемость металла удовлетворительная. Иногда в связи с большой упругостью магния при вакуумном дуговом переплаве в глубоком вакууме происходит его сгорание до значений меньше оптимальных, что снижет качество сплава.

Ниже приведены результаты исследований сплава  $9\Pi199$ , выплавленного в открытой индукционной печи вместимостью 8 т, с присадкой магния до 0.08 %. Проведены семь плавок с присадкой никельмагниевой лигатуры из расчета 0.035 % Mg, 21 плавка -0.05 % Mg, четыре плавки -0.06 % Mg и три плавки -0.08 % Mg.

В табл. 7 приведены средние значения расчетного содержания магния, его усвоение после выплавки в открытой печи и после вакуумного дугового переплава.

Из табл. 7 видно, что процент усвоения магния в металле колеблется от 4,5 до 11,3 %. Содержание магния после ВДП тем выше, чем больше его расчетное содержание.

При исследовании микро- и макроструктуры металла электрода в зависимости от расчетного содержания магния существенной разницы не установлено.

Фазовый состав металла, определенный электролитическим методом, не зависит от метода выплавки и количества присаженного магния. Содержание газов в зависимости от расчетного содержания магния в металле также не меняется.

Технологическая пластичность металла, выплавленного с различным расчетным содержанием маг-

7. Расчетное содержание магния, его усвоение после выплавки в открытой печи и после ВДП

D	Содержани	Содержание магния, %					
Расчетное содержание магния, %	после открытой выплавки	после ВДП					
0,035	0,0264	0,0028					
0,05	0,0389	0,00366					
0,06	0,038	0,00287					
0,08	0,051	0,0058					

ния, проверена при испытании на удар и скручивание. При температуре деформации значения ударной вязкости металла с расчетным содержанием магния 0,05 и 0,08 % оказались выше, чем серийного (с расчетным содержанием магния до 0,035 %). Особенно заметно возрастают значения ударной вязкости и число скручиваний до разрушения металла с расчетным содержанием 0,08 % Mg (табл. 8).

Средний уровень механических свойств в соответствии с требованиями ТУ сплава ЭП199 приведены в табл. 9. В данном случае расчетное содержание магния не оказывает существенного влияния на механические свойства при 20 и 900 °С при испытании на кратковременный разрыв. Однако время до разрушения при испытании на длительную прочность заметно возрастает при увеличении расчетного содержания магния.

Содержание магния, как следует из табл. 9, в металле после ВДП по сравнению с расчетным уменьшается больше чем на порядок, причем угар магния довольно нестабилен. При расчетном содержании 0,08 % Мg его конечное содержание выше, благодаря чему улучшается качество выплавленного металла [7].

В связи с большим давлением упругости пара магния в области температур сталеплавильных процессов ВДП в крупных кристаллизаторах при давлении 0,133...0,665 МПа приводит к испарению до значений меньше оптимальных.

Чтобы устранить испарение основных компонентов сплава, давление в рабочем пространстве печи должно составлять порядка 0,133...0,399 Па. Это позволит также избежать испарения магния. В табл. 10 приведены давления упругости пара ряда элементов в зависимости от содержания их в расплаве.

#### 8. Зависимость числа скручиваний до разрушения сплава ЭП199 от расчетного содержания магния

Расчетное	Число скручиваний при температуре, °C						
содержание магния, %	1000	1050	1100	1150	1170	1200	
0,035	10,2	7,9	11,8	8	7,3	2,6	
0,08	9	12,3	15,4	14	10,2	4,3	

Расчетное	П	Содержание м	агния, %	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	τ, ч
содержание магния, %	Число плавок	после открытой выплавки	і после ВДП при 20 °C		0 °C	при 9	при 900 °C и 130 МПа	
0,035	1	0,027	0,0026	1205	32,5	598	27	148
0,05	2	0,035	0,0037	1185	35,3	606	28	207
0,08	3	0,051	0,0056	1191	36	603	28,5	224
Нормы по ТУ	_	_	_	1050	25	500	9	60

9. Зависимость свойств сплава ЭП199 от содержания магния при испытаниях на кратковременный разрыв и времени до разрушения при испытании на длительную прочность (средние значения)

Из табл. 10 видно, что для сохранения содержания 0,01 % Мд в металле давление над поверхностью жидкой ванны должно составлять ~199,5 Па. В жаропрочных сплавах, как правило, содержится более 1 % АІ и 18...20 % Сг. При условии соответствия испарения этих элементов закону Рауля парциальные давления упругости пара будут составлять не менее 7,98 Па. Это значительно выше давления пара свинца, сурьмы, висмута, кадмия, цинка, содержание которых в жаропрочных сплавах не превышает 0,001 %. Следовательно, глубокий вакуум в большей степени будет способствовать испарению алюминия и хрома, чем примесей цветных металлов. Применение глубокого вакуума для испарения примесей цветных металлов также нецелесообразно.

Если принять давление порядка 0,133...0,399 Па, то испарение магния, содержащегося в металле, в указанных выше количествах, не произойдет. В этом случае можно устранить или уменьшить испарение ряда других элементов, которые в глубоком вакууме образуют конденсат на стенках кристаллизатора выше зоны горения дуги. При направлении он ухудшает поверхность слитка. Конденсат также является причиной появления в металле дефекта при отслаивании от стенки кристаллизатора и падении в жидкую ванну. Переплав в атмосфере аргона может явиться радикальным средством устранения указанного дефекта, а

10. Давление упругости пара, Па, некоторых элементов при температуре 1500 °C

2	Содер	жание элем	ента в распл	аве, %
Элемент	100	1	0,01	0,001
Mg	2061500	20615	199,5	1,995
Pb	33516	335,16	3,325	0,3325
Sb	89775	897,75	8,645	0,8645
Bi	78470	784,7	7,847	0,7847
Mn	864,5	7,98	_	_
Al	731,5	7,98	_	_
Cr	133	1,33	_	_

также улучшения поверхности слитка благодаря подавлению испарения компонентов сплавов.

Результаты экспериментов по ВДП в кристаллизаторе диаметром 110 мм в атмосфере аргона подтвердили отсутствие короны над головной частью слитка, поверхность слитка более чистая, чем у слитков, переплавленных в вакууме (рис. 2). Давление аргона порядка 13,3...39,9 Па полностью подавляет процессы испарения составляющих сплавов и не происходит их последующая конденсация на холодных стенках кристаллизатора выше зоны горения дуги. При изучении макроструктуры слитков, переплавленных в атмосфере инертных газов, следов короны не обнаружено [8].

После переплава сплава ЭИ929 в атмосфере аргона при давлении 7980 МПа, расходуемые электроды, которые получены выплавкой в открытой индукционной печи, содержание магния уменьшилось от 0,024 до 0,017%, тогда как после переплава в вакууме при давлении 13,3 Па составило 0,01%.



Рис. 2. Поверхность слитка сплава ЭП199 после ВДП в кристаллизаторе диаметром 110 мм в зависимости от давления:  $a-0.133~\Pi a;~\delta-в$  атмосфере аргона при 7980  $\Pi a$ 

	- МПо	δ	Ψ		δ	Ψ		
Способ переплава	σ <sub>в</sub> , МПа	%		τ, ч	%			
		при 800 °C		при 800 °C и 280 МПа				
В вакууме при 0,133 Па	973	19,7	36,2	39 101	11,6 18,5	26 29,5		
В атмосфере аргона:								
при 3990 Па	920	27,8	48,7	41 118	28,2 39	51,5 59		
при 7980 Па	950	27	40,2	130 172	17 48	42,5 57,5		

11. Влияние атмосферы аргона при ВДП на свойства сплава ЭП708

Установлено положительное влияние переплава в атмосфере аргона на комплекс свойств ряда жаропрочных сплавов. При испытании на кратковременный разрыв и длительную прочность при  $800\,^{\circ}\mathrm{C}$  у металла, переплавленного в атмосфере аргона, пластичность выше, чем у металла после переплава в вакууме при давлении  $0,133\,^{\circ}\mathrm{\Pi}a$  (табл. 11).

Изменение давления аргона от 3990 до 7980 Па на указанные пластические характеристики не повлияло.

У сплава ЭП708 после переплава в атмосфере аргона пластические характеристики при испытании на кратковременный разрыв в области температур 900...1000 °С повысились на 10...15 %; уменьшилась примерно на 40 % склонность к трещинообразованию при сварке. При испытании на термостойкость свойства металла, переплавленного в атмосфере аргона, также улучшились (табл. 12).

При переплаве в атмосфере аргона окалиностой-кость стали ЭП437 улучшалась (табл. 13).

Улучшение механических свойств наблюдали и у сплава ВЖ121 после переплава в атмосфере аргона по сравнению с переплавом в вакууме. При температурах 20...1100 °C у металла, переплавленного в аргоне, ударная вязкость оказалась выше (рис. 3). При испы-

12. Термостойкость сплава ЭП708 после переплава в вакууме и атмосфере аргона

Условие переплава	Номер образца	Число циклов до разрушения	Режим испы- тания, °С
В атмосфере аргона при 7980 Па	1 2 3 4 5	8437 6155 2955 2990 1920	800-200-800
В вакууме при давле- нии 0,133 Па	1 2 3 4	3370 2300 2200 1290	800-200-800

тании на разрыв этого сплава пластичность также имела тенденцию к повышению (табл. 14).

### 13. Окалиностойкость стали ЭП437 в зависимости от условий переплава

Условие переплава	Номер образца	Увеличение мас- сы, г, после 100 ч выдержки при 900 °C	
В атмосфере арго- на при 7980 Па	1 2 3	0,0229 0,0263 0,0246	
В смеси аргона с азотом при 7980 Па	1 2 3	0,0268 0,0267 0,0293	
В вакууме при 0,133 Па	1 2 3	0,0296 0,0369 0,0272	
На воздухе	1 2 3	0,0241 0,0401 0,0351	

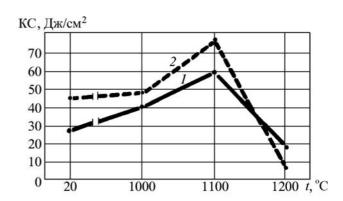


Рис. 3. Ударная вязкость КС сплава ВЖ121 в зависимости от давления в рабочем пространстве при ВДП:  $1-0.133~\Pi a;~2-в$  атмосфере аргона при 7980  $\Pi a$ 

Условие переплава	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	σ <sub>в</sub> , МПа	δ	Ψ	σ <sub>в</sub> , МПа	δ	Ψ
	МПа		%		O <sub>B</sub> , IVIIIa	ģ	%	O <sub>B</sub> , WIIIa	9	%
	при 20 °C			при 900 °C			при 1000 °C			
В вакууме при 0,133 Па	1340	1050	8	9	728	24,5	32,8	386	27	43
В атмосфере аргона при 7980 Па	1397	1012	17,2	17,2	697	24	43	332	37	43

14. Зависимость механических свойств сплава ВЖ121 от условий переплава при испытании на разрыв (средние значения)

Остановимся на следующих основных особенностях применения повышенного давления атмосферы инертных газов при ВДП. Кислород и аргон в жаропрочных сплавах и сталях, содержащих титан, алюминий, цирконий, находятся в виде оксидов и нитридов указанных элементов. В связи с их незначительным давлением упругости пара даже при ВДП с бустерными насосами они не диссоциируют. Удаление их возможно допустить вследствие всплывания, где газовая фаза в расчет не принимается.

Высокую степень разряжения было бы целесообразно использовать для удаления нежелательных примесей с высоким давлением упругости пара, например, свинца, сурьмы, висмута, меди, олова, кадмия, если бы содержание их в металле было в сравнительно больших количествах. Однако ничтожные доли этих элементов в жаропрочных сплавах (десятитысячные доли процента) приводят к тому, что парциальные давления пара будут ниже, чем основных компонентов сплава. Следовательно, и в этом случае глубокий вакуум не будет приводить к удалению нежелательных примесей, а только к большей потере металла.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **The distribution** and morphology of frace Mg at agrain boundary in an Ni-base superalloy / Zhu Ying, Cheng Z.Y. Yeuo // Scr. met. 1989. Vol. 23. № 9. P. 1537.

- 2. **Magnesium** distribution in a nickel-based superalloy / Mapsil Zhu Ying // Metallography. 1986. Vol. 19. № 1. P. 115–118.
  - 3. **Итофудзи К.** // Castmetals. 1992. Т. 5. № 1. С. 6.
- 4. **Жуков А.А.** Магниевое гало вокруг графитных глобулей в высокопрочном чугуне // Литейное производство. 1993. № 2-3. С. 36.
- 5. **Богданов С.В., Буцкий Е.В., Николаев Н.Н.** Микролегирование магнием жаропрочных никелевых сплавов и пассивация конденсата при ВИП // Сталь. 1993. № 12. С. 23.
- 6. **Сергеев А.Б., Максутов Ф.Ф.** Повышение качества стали и сплавов ВИП и ВДП путем микролегирования // Сталь. 1993. № 3. С. 28.
- 7. **Иринин А.М., Король Л.Н., Беда Т.В. и др.** Влияние присадки магния при выплавке в открытой индукционной печи на свойства сплава ЭП199 // Авиационная промышленность. 1991. № 1. С. 39.
- 8. **Иринин А.М.**, **Захаров Ю.В.**, **Федотов В.М.** Вакуумный дуговой переплав жаропрочных сплавов и высоколегированных сталей. М.: Типография МАП, 1993. С. 154.

Александр Михайлович Иринин, канд. техн. наук

### RNHAMGOOHN

**С.Б. Челищев** (ООО "Ассоциация потребителей и производителей кузнечно-прессового оборудования", г. Воронеж)

## Автоматизированные листоштамповочные комплексы, выпускаемые ООО "Ассоциация ПП КПО"

Анализ запросов потребителей кузнечно-прессового оборудования за 2006 г. показал, что заинтересованность в приобретении автоматизированных листоштамповочных комплексов неуклонно возрастает.

Учитывая эту тенденцию, специалисты ООО "Ассоциация ПП КПО" разработали на базе ранее освоенных изделий (разматывающих устройств, листоправильных машин, клещевых и валковых подач с индивидуальным приводом, пневматических ножниц и др.) три различных вида комплексов:

- 1) комплексы на базе различных прессов для автоматической штамповки крупногабаритных и мелких деталей из ленты или полосы;
- 2) комплексы продольной резки рулонного материала на ленты с одновременной их намоткой на кассеты;
- 3) комплексы поперечного раскроя рулонной стали на прямоугольные карты нужного размера и в нужном количестве с одновременным автоматическим укладыванием их на паллеты.

Ниже приведены типовые примеры оборудования, которое в настоящее время успешно работает в различных отраслях промышленности.

Рассмотрим два варианта комплексов на базе листоштамповочных прессов.

В первом случае обрабатывают крашеную ленту, используемую для изготовления деталей светильников. Длина штампуемых отражателей светильников колеблется в пределах 500...1500 мм.

В качестве подачи в комплексе применена валковая подача модели ПВА-800 с индивидуальным электроприводом и управлением от командоконтроллера фирмы Siemens. Ширина подаваемого материала до 800 мм, шаг подачи неограничен, точность шага подачи  $\pm 0,15$  мм.

Комплекс работает на базе кривошипного пресса силой  $1000~\mathrm{MHa}.$ 

Во втором случае Заказчик потребовал создать комплекс на базе кривошипного пресса силой 1600 МПа в составе разматывающего устройства, правильной машины клещевой подачи, пресса и ножниц для резки отходов. Комплекс предназначен для изготовления из ленты шириной до 500 мм лопат следую-

щих типов: ЛКО, ЛСП, ЛСП-2, ПУ-2. Толщина ленты до 1,5 мм. В этом случае оправдано использование подачи итальянской фирмы Herrblitz.

Комплекс успешно сдан Заказчику. В настоящее время поступают заказы на поставку комплексов для изготовления из ленты трансформаторного железа с его стапелированием в процессе штамповки и др.

Другим видом пользующихся спросом комплексов являются комплексы продольной резки рулонного материала на многодисковых ножницах. "Ассоциация ПП КПО" освоила выпуск трех типоразмеров таких ножниц: для ширины исходного материала до 400, 750 и 1250 мм (табл. 1). На их базе формируют различные комплексы, которые отличаются технологическими возможностями, но при этом остается неизменной их компоновка (рис. 1): разматывающее устройство, многодисковые ножницы и двухосная приводная разноуровневая намотка нарезанных лент в кассеты.

Двухосная приводная намотка служит для разведения в шахматном порядке на разные уровни наматываемых лент. Кассеты намотки имеют более высокую скорость вращения, чем дисковые ножи и могут проскальзывать на оси за счет фрикционов, что позволяет получать плотную намотку штрипсов.

Как правило, в стоимость комплексов для продольной резки лент не входит стоимость ножей и проставок, а также кассет, которые могут быть различны для каждого конкретного Заказчика.

Комплекс для продольной резки металла шириной 1000 мм на ленты шириной 58 мм успешно сдан За-

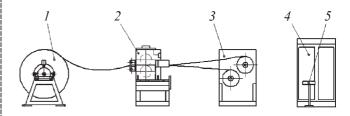
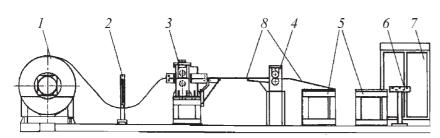


Рис. 1. Линия продольной резки:

1 — разматывающее устройство; 2 — ножницы дисковые; 3 — наматывающее устройство; 4 — электрошкаф; 5 — пульт управления

1	Папаметны	комплексов	продольной	пезки	пулонного	материала
1.	11apame i pbi	KUMIIJICKCUD	продольнои	pcskn	pylioniuoro	maicphala

Пополуоти	Типо	размер комплек	П	
Параметр	400	750	1250	Примечание
Наибольшая ширина разрезаемой ленты, мм	400	750	1250	
Толщина разрезаемой ленты, мм:				
наименьшая	0,1	0,25	0,25	
наибольшая	1,0	2,0	3,0	
Скорость резки, м/мин	530	530	530	По требованию Заказчика
Наименьшая ширина отрезаемой ленты, мм	3	10	10	
Количество одновременных резов при наименьшей толщине материала	20	30	40	Уточняется в зависимости от марки материала



### **Рис. 2.** Линия поперечного раскроя ленточного материала:

1 — разматывающее устройство; 2 — механизм контроля ленты; 3 — подача валковая автоматическая; 4 — ножницы гильотинные пневматические; 5 — поддон для заготовок; 6 — пульт управления; 7 — электрошкаф; 8 — приводка ленты и механизм сброса заготовок

2. Параметры комплексов поперечного раскроя ленточного материала

Положения	Типоразм	ер комплекса	П	
Параметр	500	1250	Примечание	
Наибольшая ширина разрезаемой ленты, мм	500	1250		
Толщина разрезаемой ленты, мм:				
наибольшая	0,1	0,25	Возможен раскрой крашеных мате-	
наименьшая	2,0	2,5	риалов и материалов с полирован-	
Время одного цикла при шаге подачи 1000 мм, с	2	3	ными поверхностями	
Высота складируемой пачки материала, мм	500	750		
Наибольшая длина отрезаемой заготовки, мм	1250	2500		

казчику и внедрен на одном из предприятий в г. Тула. На нем одновременно нарезают 17 полос, которые далее наматывают на кассеты.

Третьим видом комплексов, предлагаемых ООО "Ассоциация ПП КПО" своим Заказчикам, являются автоматические комплексы для поперечного раскроя ленточного материала (табл. 2), составными частями которых являются: разматывающее устройство, подача валковая автоматическая с управлением от командоконтроллера фирмы Siemens и гильотинные пневматические или механические ножницы, а также средства стапелирования отрезанных заготовок на тележке-накопителе (рис. 2). При необходимости комплекс комплектуют правильно-подающим устройством, которое

устанавливают между разматывающим устройством и подачей.

ООО "Ассоциация ПП КПО" в содружестве с заводами-изготовителями отдельных элементов комплексов прилагает все силы к тому, чтобы сроки изготовления оборудования от заказа до сдачи в эксплуатацию составляли 4...6 месяцев.

"Ассоциация" также берется за проектирование штамповой оснастки, ножей и кассет. В этом случае оборудование сдают "под ключ", т.е. при сдаче, на готовом комплексе изготовляют детали Заказчика.

Сергей Борисович Челищев, канд. техн. наук, Ген. директор

A.A. Барсегян ("U-C-Technology", Москва)

## Способ литья с помощью локального вакуумирования форм, стержней и устройство для его осуществления. Патент на изобретение № 2278763

Изобретение относится к литейному производству. Данный способ литья является универсальным, так как его можно использовать для вакуумирования форм и стержней из любых формовочных и стержневых смесей и может быть применен к самым разным отливкам с той или иной степенью эффективности.

Известен способ RU 2179087 C1, 10.02.2002, US 561.1389 A, 18.03.1997, GB 2030233 A, 02.04.1980, наиболее близкий к заявленному. У аналогов нет возможности вакуумировать непосредственно ту область формы, которая действительно в этом нуждается, и создавать разное разрежение в разных частях форм (опок) и стержней; не осуществляется плавное поднятие и/или спад разрежения в форме по мере ее заполнения и/или завершения заливки.

По сравнению с аналогами данный способ менее трудоемок и более эффективен с точки зрения качества и себестоимости готовой отливки. Аналоги осуществляют вакуумирование форм с дополнительной ее герметизацией, что в конечном итоге приводит к удорожанию литья.

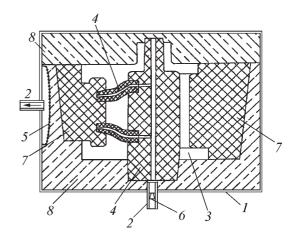
В опоку встраивают металлические трубы, закрытые сетками. При заполнении формы расплавом осуществляют локальное вакуумирование форм и стержней через эти сетки. Сетки также препятствуют разрушению и попаданию формовочной смеси в систему отсоса газов. Другой конец трубы подсоединяют к вакуумной системе. В отдельных участках формы, стержня или опоки создают различное разрежение. При большой разнице величин разрежения трубы подсоединяют к нескольким вакуумным системам. При малой разнице величин разрежения в систему вакуумирования устанавливают жиклеры с разными калибровочными отверстиями. Локальное вакуумирование способствует быстрому и полному заполнению рабочей полости форм сложных и тонкостенных отливок. Обеспечивается получение качественных отливок, снижение брака, экономия металла.

Суть метода состоит в следующем. В процессе заливки форм в различных местах возникают избыточные и/или остаточные газы, также уменьшается газопроницаемость форм и стержней, вследствие чего возникает брак по недоливам, неслитинам, повышается вероятность проникновения газов в металл и образование раковин. Использование локального вакуумирования предотвращает появление избыточных и остаточных газов в формах и стержнях именно там, где это необходимо, а также способствует более быстрому и полному заполнению рабочей полости форм сложных и тонкостенных отливок при низком давлении металла в стояке.

Для этого в опоку (рисунок) встраивается металлическая труба 2 или несколько труб, имеющих расширение в той области формы, где необходимо создать разрежение, которые закрыты сеткой 5, чтобы форма не разрушалась и не попадала в систему отсоса газов. Другой же наружный конец этой трубы оснащен быстроразъемным переходником и подключается к вакуумной системе на время заливки. Подключение и отключение может осуществляться вручную и автоматически на автоматизированных линиях.

К вакуумной системе можно подключить от одной до нескольких таких труб, которые могут быть присоединены друг к другу до выходного разъема или же могут подключаться к другой вакуумной системе, если возникнет необходимость создания большой разницы между разрежениями в отдельных областях. Если же разница не очень большая, то регулировку газоотвода можно осуществить установкой в трубы специальных жиклеров 6 (см. рисунок) с разными калибровочными отверстиями и таким образом можно получить в отдельных частях одной формы или стержня разное разрежение. При установке опок для заливки на гладкую ровную поверхность автоматически нижняя часть формы частично герметизируется, также при переходе на локальное вакуумирование отверстия в стенках опок, ранее предназначенных для удаления газов из формы, можно закрыть (герметизировать) для более эффективного вакуумирования.

Существенным признаком способа литья локальным вакуумированием является то, что разрежение в форме (опоке) создают локально, при этом дополни-



#### Опока с песчаной формой:

1 — опока; 2 — трубка газоотвода; 3 — рабочая полость формы; 4 — стержень; 5 — сетка; 6 — жиклер; 7 — песчаная стержневая вставка; 8 — песчаная полуформа

тельная герметизация не обязательна в отличие от аналогов, что позволяет вакуумировать непосредственно те области форм и стержней, где действительно в этом есть необходимость. Также существенным признаком является возможность создания разного разрежения в разных областях форм (опок) и стержней и тем самым появляется возможность быстро заполнять тонкостенные участки деталей без недоливов.

В отличие от литья вакуумным всасыванием и вакуумно-пленочной формовкой возможно плавное поднятие и/или спад разрежения в форме по мере ее заполнения и/или завершения заливки. Существенно

упрощается и ускоряется процесс вакуумирования форм, так как нет необходимости в их дополнительной герметизации. Спиральные сетки надежно защищают систему вакуумирования и благодаря самоочищению стабильно сохраняется пропускная способность на одном и том же уровне. По сравнению с аналогами данный способ менее трудоемок и более эффективен с точки зрения качества и себестоимости готовой отливки, а также увеличения количества полученных деталей за единицу времени.

Армен Альбертович Барсегян, инженер

\*\*\*

Ю.Г. Гуревич (Курганский государственный университет)

### Определение содержания азота в жидкой титансодержащей стали

Содержание азота в жидких титансодержащих сталях трудно определить в связи с тем, что одна часть его растворена в жидкой стали, а другая связана в нитриды. Обоснован способ определения азота в этих сталях путем окисления нитридов титана, в результате которого азот переходит в расплав. Предлагаемый способ легко реализуется в промышленных условиях.

The content of nitrogen in liquid titanium steels is difficult to determine by the method of extraction because one part of this element is dissolved in steel and the other one is tied in nitrides. The method of determination of nitrogen in this type of steels by means of oxidation of nitrides and the following dissolution of nitrogen in steel is proved. It is easy to use this method in industrial conditions.

Обычный способ отбора проб жидкой стали заключается в наполнении жидким металлом пробницы и его кристаллизации. Такой способ не позволяет полностью экстрагировать азот из пробы, если в стали содержатся стойкие нитриды и, в частности, нитрид титана.

Анализ равновесных характеристик показывает, что растворимость нитрида титана в жидком железе незначительна и составляет 0,07...0,09 %. Необходимо отметить, что при 1823...1923 К выделение азота в газовую фазу при разложении нитрида титана происходить не должно, так как концентрация азота в жидком железе при указанных температурах меньше равновесной [1].

Поэтому в целях устранения нитрида титана и перевода азота в жидкую сталь опробован способ, который заключается в том, что в пробу жидкого металла в момент ее отбора вводят железную окалину.

При взаимодействии частиц нитрида титана с окалиной они окисляются по следующей реакции

TiN + FeO = TiO + [N] + Fe.

Как показали термодинамические расчеты и подтвердили эксперименты [1], в результате приведенной реакции азот переходит в раствор. После этого на установках вакуумирования азот легко экстрагируется из металла.

Экспериментально установлено, что при содержании в стали до 1,5 % титана в пробницу следует вводить железную окалину в количестве 2,0...2,5 % от массы пробы. Описанный способ определения азота можно применять для любых сталей, содержащих нитридообразующие легирующие элементы.

Предлагаемый способ определения растворенного азота в титансодержащей жидкой стали легко реализуется в промышленных условиях.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р.** Карбидостали. М.: Металлургия, 1988. 142 с.

Юрий Григорьевич Гуревич, д-р техн. наук

## Вредные вещества. Классификация и общие требования безопасности по ГОСТ 12.1.007—76

ГОСТ 12.1.007—76 распространяется на вредные вещества, содержащиеся в сырье, продуктах, полупродуктах и отходах производства, и устанавливает общие требования безопасности при их производстве, применении и хранении.

Стандарт не распространяется на вредные вещества, содержащие радиоактивные и биологические вещества (сложные биологические комплексы, бактерии, микроорганизмы и т.п.).

По степени воздействия на организм вредные вещества подразделяют на четыре класса опасности:

- 1 вещества чрезвычайно опасные;
- 2 вещества высокоопасные;
- 3 вещества умеренно опасные;
- 4 вещества малоопасные.

Класс опасности вредных веществ устанавливают в зависимости от норм и показателей, указанных в таблице.

Отнесение вредного вещества к классу опасности производят по показателю, значение которого соответствует наиболее высокому классу опасности.

Требования к стационарному ограничению содержания вредных веществ в воздухе рабочей зоны. Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны — обязательные санитарные нормативы для использования при проектировании производственных зданий, технологических процессов, оборудования и вентиляции, а также

для предупредительного и текущего санитарного надзора.

Содержание в организме вредных веществ, поступающих в него различными путями (при вдыхании, через кожу, через рот), не должно превышать биологических ПДК.

На период, предшествующий проектированию производств, должны временно устанавливаться ориентировочные безопасные уровни воздействия (ОБУВ) путем расчета по физико-химическим свойствам или путем интерполяций и экстраполяций в рядах, близких по строению соединений, или по показателям острой опасности.

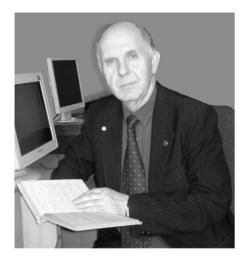
В отдельных случаях, по согласованию с органами государственного санитарного надзора, допускается при проектировании производства использование ОБУВ величиной не менее 1 мг/м<sup>3</sup> в воздухе рабочей зоны (умеренно- и малоопасные вещества). В остальных случаях ОБУВ не должны применяться при проектировании производства.

ОБУВ должны пересматриваться через два года после их утверждения или заменяться ПДК с учетом накопленных данных о соотношении здоровья работающих с условиями труда.

В соответствии с устанавливаемыми ПДК или ОБУВ вредных веществ должны разрабатываться методы их контроля в воздухе рабочей зоны.

Контроль за содержанием вредных веществ в воздухе рабочей зоны должен проводиться в соответствии с требованиями ГОСТ 12.1.005.

11	Норма для класса опасности						
Наименование показателя	1	2	3	4			
Предельно допустимая концентрация (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны, мг/м $^3$	Менее 0,1	0,11,0	1,110,0	Более 10,0			
Средняя смертельная доза при введении в желудок, мг/кг	Менее 15	15150	1515000	Более 5000			
Средняя смертельная доза при нанесении на кожу, мг/кг	Менее 100	100500	5012500	Более 2500			
Средняя смертельная концентрация в воздухе, мг/м <sup>3</sup>	Менее 500	5005000	500150 000	Более 50 000			
Коэффициент возможности ингаляционного отравления (КВИО)	Более 300	30030	293	Менее 3			
Зона острого действия	Менее 6,0	6,018,0	18,154,0	Более 54,0			
Зона хронического действия	Более 10,0	10,05,0	4,92,5	Менее 2,5			



# Поздравляем!

### Виктора Евгеньевича Громова

доктора физ.-мат. наук, профессора

### с 60-летием

26 ноября 2007 г. исполняется 60 лет со дня рождения Заслуженного деятеля науки РФ, д-ра физико-математических наук, профессора, заведующего кафедрой физики Сибирского государственного индустриального университета, известного Российского металлофизика Виктора Евгеньевича Громова.

С отличием окончив Сибирский металлургический институт (ныне СибГИУ) по специальности "Физика металлов", В.Е. Громов с 1971 г. по сегодняшний день работает в родном университете. На протяжении долгой научной карьеры учителями В.Е. Громова были выдающиеся российские ученые – материаловеды и металлофизики Л.Б. Зуев, В.Е. Панин, Э.В. Козлов, А.М. Глезер, О.А. Троицкий.

Виктор Евгеньевич является высококвалифицированным специалистом и лидером научной школы. Экспериментальные и теоретические исследования в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий (электрические поля и токи, плазменные и электронные пучки), выполненные в последние 30 лет В.Е. Громовым и его учениками, получили широкую известность и признание в научных кругах и привели к созданию нового научного направления.

Полученные результаты нашли применение как в академических, отраслевых и учебных институтах при изучении природы формоизменения металлов и сплавов, так и на ряде предприятий металлургической промышленности и машиностроения при разработке соответствующих электротехнологий. Эти работы получили широкую известность как в России, так и за рубежом. Они внедрены со значительным экономическим эффектом на предприятиях Кузбасса.

За цикл работ по внедрению безкислотной технологии удаления окалины при производстве проволоки из малоугле - родистых и низколегированных сталей на предприятиях металлургической отрасли В.Е. Громов в 2004 г. удостоен пре - мии Правительства РФ в области науки и техники.

Он воспитал большую плеяду (более 20 человек) талантливых научных сотрудников – кандидатов и докторов наук, пло-дотворно работающих в высшей школе, на производстве, в бизнесе.

В.Е. Громовым опубликовано 20 монографий в центральных издательствах России, он автор свыше 1600 статей, те зисов и докладов в материалах и трудах престижных международных, Всесоюзных, Всероссийских конференций.

Виктор Евгеньевич Громов является членом редакционной коллегии журналов, входящих в список ВАК РФ: "Загото - вительные производства в машиностроении", "Известия вузов. Черная металлургия", "Деформация и разрушение мате - риалов", "Фундаментальные проблемы современного материаловедения", возглавляет кандидатский диссертационный совет по физике конденсированного состояния и литейному производству, входит в состав докторского диссертационно го совета при СибГИУ. В.Е. Громов – действительный член Международной академии энерго-информационных наук и Российской академии естественных наук. Неоднократно отмечен наградами, благодарностями и грамотами администра - ции вуза и области, является "Лучшим профессором Кузбасса" 2003 г.

Коллектив редакции и редакционная коллегия поздравляют Виктора Евгеньевичасюбилеем! Желаем здоровья, благополучия, творческих сил и вдохновения!

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 30.08.07 г. Подписано в печать 11.10.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офестная. Печать офестная. Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,83. Заказ 323. 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.