ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2010

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.
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
СУРОВ И.Е.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Гулевский В.А., Загребин А.Н., Мухин Ю.А., Пожарский А.В. Применение давления для получения литых композиционных материалов методом пропитки . . . 3
Ткачёв В.М., Ласьков Н.А., Ердаков И.Н. Влияние положения стояка на коробление и дефектность отливок плит. 9
Терёшин Д.А. Конечно-элементная модель для расчета внутренних трещиноподобных дефектов в области сварного соединения патрубка с сосудом 12

Кузнечно-штамповочное производство

Кушнарёв А.В., Богатов А.А., Петренко Ю.П., Кропотов В.А. Исследование температуры и деформации в штампованных поковках при производстве железнодорожных колес 16
Воробьёв В.М., Муравьёв П.Н. Исследования и разработка процессов изготовления цельноштампованных рабочих колес вентиляторов ГТД с широкохордными лопатками 21
Маркин Н.И., Кравцова Э.А., Москвитин С.А., Капырин К.И. Технологические параметры отрезки коротких точных заготовок в штампах в состоянии всестороннего сжатия 24
Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Моделирование процессов последовательной формовки продольных каналов в листе на стане с эластичным и жестким инструментом 29
Дёмин В.А., Бужилов А.Л. Исследование процесса раздачи трубных заготовок коническим пуансоном с цилиндрическим уступом для получения деталей сложной формы 33

Прокатно-волочильное производство

Виноградов В.М., Черепахин А.А., Буянов А.С. Обоснование выбора наиболее рациональной схемы профильного накатывания 36

Материаловедение и новые материалы

Быков Ю.А. Конструкционные наноматериалы. (*Продолжение*). 38
Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В. Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом 43

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

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

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

© “Издательство “Машиностроение”, “Заготовительные производства в машиностроении”, 2010

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 6 June 2010

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
SUROV I.E.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Gulevsky V.A., Zagrebin A.N., Mukhin Yu.A., Pozharsky A.V. Application of pressure for cast composite materials obtaining by impregnation . . . 3
Tkachev V.M., Las'kov N.A., Erdakov I.N. Influence of the sprue position on distortion and presence of defects of plates castings . . . 9
Tereshin D.A. Finite element model for the strength evaluations of the vessel and nozzle weld joint with embedded crack-like defects . . . 12

Forging and Stamping Productions

Kushnarev A.V., Bogatov A.A., Petrenko Yu.P., Kropotov V.A. Study of temperature and strain in die forgings for manufacture of railway wheels . . . 16
Vorob'ev V.M., Murav'ev P.N. Researches and development of the manufacturing processes of one-piece extruded driving wheels of gas-turbine engine fan with wide chord blades . . . 21
Markin N.I., Kravtsova E.A., Moskvitin S.A., Kapyrin K.I. Technological parameters of short exact blanks cutting off in dies under all-round compression . . . 24
Semenov I.E., Ryzhenko S.N., Povorov S.V. Modelling of longitudinal channels sequential forming in sheet on mill with elastic and rigid tool . . . 29
Demin V.A., Buzhilov A.L. Study of the expansion of pipe billets by conical punch with cylindrical ledge for obtaining complex shape parts . . . 33

Rolling and Drawing Productions

Vinogradov V.M., Cherepakhin A.A., Buyanov A.S. Substantiation for choice of the most rational scheme of profile roll forming . . . 36

Physical Metallurgy and New Materials

Bykov Yu.A. Structural nanomaterials. *(Continuation)* . . . 38
Sil'man G.I., Kamynin V.V., Goncharov V.V. Influence of copper on structure and properties of high-strength spheroidal graphite cast iron . . . 43

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2010

УДК 621.74.043.2

В.А. Гулевский, А.Н. Загребин, Ю.А. Мухин, А.В. Пожарский
(Волгоградский государственный технический университет)

Применение давления для получения литых композиционных материалов методом пропитки

Представлены различные способы применения литья под давлением. Рассмотрено влияние давления на формирование отливки. Приведены способы применения давления для получения литых композиционных материалов. Отражены результаты экспериментальных исследований композиционных материалов, полученных пропиткой под давлением.

Different methods of pressure molding usage are presented. Influence of pressure on casting formation is considered. Means of pressure usage for cast composite materials obtaining are introduced. The results of experimental studies of the composite materials obtained by impregnation under pressure are reflected.

Ключевые слова: композиционный материал; пропитка; литье под давлением.

Keywords: composite material; impregnation; die casting.

Постоянное стремление к совершенствованию технологических процессов изготовления различных материалов привело к разработке большого числа специальных способов литья. К каждому способу предъявляются все более жесткие требования к качеству литых заготовок, для достижения которых, кроме оптимизации температурных режимов, необходим поиск методов дополнительного силового воздействия на процессы формирования отливки. Одним из наиболее эффективных факторов такого комплексного воздействия на литейные процессы оказалось искусственно создаваемое избыточное давление.

На рис. 1 приведена предлагаемая классификация специальных способов литья с применением давления.

При выборе оптимальной технологии изготовления той или иной отливки в первую очередь решается вопрос установления оптимальных параметров процесса, обеспечивающих получение отливки с требуемыми свойствами. Проведенный анализ ряда технологических схем специальных способов литья с применением давления показал, что применение поршневого давления наиболее эффективно и рационально для получения литых композиционных материалов (КМ) методом пропитки [1, 2].

История применения поршневого давления. Эффективность поршневого давления исследовал в своих работах Бриджмен Перси Уильямс. Теоретически все выглядело просто. Если взять ступенчатый поршень, приложить к широкому основанию давление, то на узком основании оно повысится во столько же раз, во сколько площадь узкого основания меньше площади широкого. А используя два, три и более поршней, можно увеличить давление в тысячи раз. Но "гладко было на бумаге", а практически многопоршневые системы оказались конструктивно слишком сложными. Очень уж маленькой должна была быть последняя ступень высокого давления. Удалось создать лишь двухступенчатые аппараты (Бриджмен П. Новейшие работы в области физики высоких давлений. М.: Изд-во иностранной литературы, 1948.).

Вторая проблема: в чем сжимать вещество? Как укрепить стенки камеры, чтобы она не разлетелась на куски под действием гигантских давлений? Можно, например, использовать опыт артиллеристов, которые обматывали стволы орудий высокопрочной проволокой. При этом внутренние слои ствола оказываются сжатыми, а витки проволоки – растянутыми. В момент выстрела пороховые газы давят на стенки ствола, внутренние слои металла растягиваются, а проволока подвергается еще большему рас-

Рис. 1. Классификация специальных способов литья под давлением

тяжению. Однако напряжения в стволе и в проволоке не выходят за предел упругости, и после выстрела ствол не испытывает остаточных деформаций.

Другой способ – изготовить камеру высокого давления из нескольких концентрических цилиндров. При этом внутренние слои запрессовываются во внешний и в результате оказываются в сжатом состоянии. При повышении давления сначала компенсируется это предварительное сжатие, и только потом начинается растяжение стенок. В итоге окончательное растягивающее усилие также не выходит за пределы допустимого.

Оригинальный метод предложил П. Бриджмен – камера высокого давления, выполненная в виде усеченного конуса, помещается в систему поддерживающих колец. При увеличении давления внутри камеры внешняя сила вдвигает ее в эти кольца, а так как стенки камеры не вертикальны, а наклонны, то возрастает и сила, действующая на камеру снаружи. Внутренние и внешние силы подбираются так, чтобы напряжения в стенках камеры не превышали ее прочности на разрыв. Стальной сосуд такого типа выдержал двенадцать циклов работы до давления 50 000 атм (5000 МПа) и не разрушился, слабой деталью аппарата оказался поршень.

Но выяснилось, что больших давлений можно достичь и без использования камеры.

Простейшим устройством такого рода стала "наковальня Бриджмена". В ней испытуемый образец, заключенный в держатель из минерала пирофиллита, помещается между торцами двух поршней (пуансонов), направленных навстречу друг другу. При сжатии пирофиллит вытекает в зазор между поршнями и автоматически образует уплотняющую прокладку. Эта прокладка и плоскости пуансонов ограничивают область высокого давления.

Поршни должны выдерживать громадные нагрузки. Для этого П. Бриджмен применил "принцип массивной поддержки": окружил пуансоны прочными стальными кольцами, предварительно сильно растянутыми. Стремясь вернуться в нормальное состояние, кольца сжимают поршень по диаметру и несколько вытягивают в длину. Во время работы распределение напряжений в поршне становится обратным, и он способен выдержать высокую нагрузку.

Но у "наковальни Бриджмена" существенный недостаток – объем зоны высокого давления очень мал. Избавиться от него удалось группе Л.Ф. Верещагина, разработавшей конструкцию "чечевица", широко распространенную у нас в стране (Верещагин Л.Ф. Высокие давления в технике будущего. М.: Изд-во АН СССР, 1956.).

В рабочих торцах поршней-пуансонов сделали углубления. Образец в контейнере из пирофиллита помещают между плоскостями пуансонов, сдавливают. Как и в опытах П. Бриджмена, пирофиллит начинает течь, заполняя зазор между поршнями, а при дальнейшем увеличении давления закрывает его наглухо. А чтобы поршни не разрушились от гигантских напряжений, их внешнюю часть сделали конической и стянули стальными кольцами. За счет углублений в пуансонах объем зоны высокого давления, по форме напоминающей чечевицу, увеличился. Именно это и позволило поместить внутрь "чечевицы" нагреватель и получить алмаз.

Развитие метод поршневого давления получил для получения композиционных материалов методом пропитки с помощью компрессионного литья. Одним из способов применения является метод прямого прессования (рис. 2).

В пресс-форму укладывают наполнитель, уплотняют его, заливают поверх наполнителя дозу матричного расплава и подают давление с помощью поршня (плунжера). По окончании кристаллизации отливка удаляется из пресс-формы толкателем. Аналогичную схему используют для изготовления поршней автомобильных

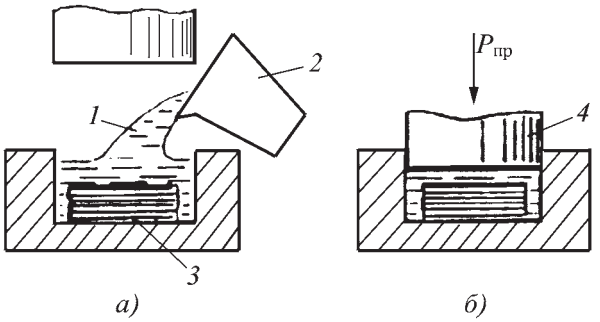


Рис. 2. Схема компрессионного литья с прямым прессованием:
а – заливка; *б* – пропитка; *1* – расплав; *2* – тигель; *3* – форма с каркасом; *4* – прессующий поршень

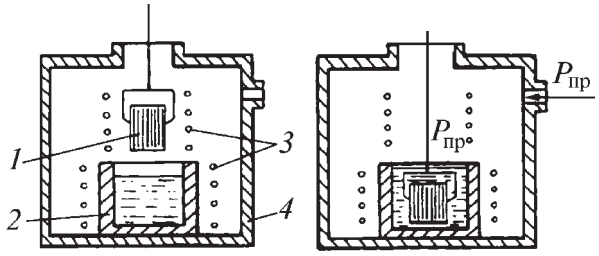


Рис. 4. Схема пропитки с погружением формы (каркаса) в матричный расплав:
1 – форма; *2* – емкость с пропитывающим расплавом; *3* – нагреватели; *4* – герметичная силовая форма, воспринимающая давление пропитки

двигателей: в этом случае в пресс-форму укладывают заготовку-мат из керамических волокон, что обеспечивает локальное армирование отливки, например в зонах повышенного износа. Метод непрямого прессования предусматривает наличие специальной камеры прессования (рис. 3).

Способы пропитки без использования поршневого давления. Получение литых композиционных материалов возможно и без создания поршневого давления. В установках для компрессионного литья процесс кристаллизации расплава начинается практически в момент приложения давления, так как прессование осуществляется холодным плунжером, что обеспечивает образование затвердевшей корочки расплава в зазоре плунжер–стакан и, следовательно, создание высоких давлений в расплаве.

Вместе с тем известно, что для получения КМ с заранее заданными свойствами необходимо осуществлять строго определенную степень взаимодействия и, значит, строго дозированное технологическое воздействие. Поэтому для изготовления высококачественных КМ, требующих жесткой фиксации параметров технологического режима, используют методы автоклавной пропитки.

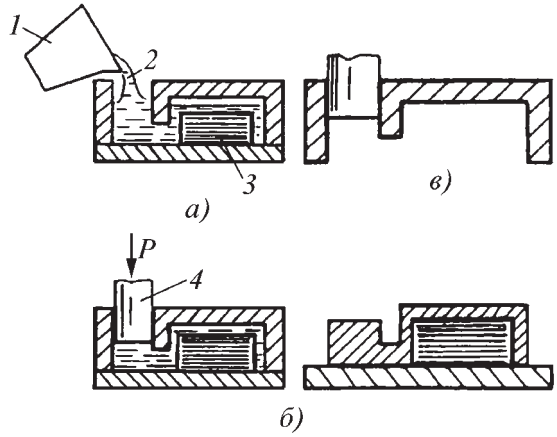


Рис. 3. Схема компрессионного литья с непрямым прессованием:
а – заливка; *б* – пропитка; *в* – извлечение изделия; *1* – тигель; *2* – расплав; *3* – форма с каркасом; *4* – прессующий поршень

Эти методы характеризуются следующими признаками: форма с уложенным в ней армирующим каркасом предварительно нагревается до требуемой температуры пропитки и может при этом вакуумироваться, затем либо в форму заливают матричный расплав, либо погружают ее в ванну с матричным расплавом, либо в процессе нагрева и вакуумирования размещенная в прибыльной части формы доза матричного сплава расплавляется.

После доведения температур формы и расплава до требуемого уровня подают на зеркало расплава инертный газ под давлением, в результате чего и осуществляется пропитка, затем следует выдержка для обеспечения требуемой степени взаимодействия компонентов, после чего, не снимая давления, извлекают форму из расплава и охлаждают ее.

Способы пропитки с погружением формы (каркаса из углеграфита) в расплав (рис. 4) обеспечивают наиболее точное регулирование температуры процесса.

Использование дорогостоящего и взрывоопасного автоклавного оборудования приводит к увеличению себестоимости производимых КМ, поэтому нужна была новая технология пропитки без использования автоклава.

Сущность такого способа пропитки заключается в следующем: пористый каркас *1* (рис. 5) помещают с зазором по отношению к пропитывающему металлу *3*, вакуумируют их через штуцер *5* при закрытом штуцере *6*, после чего нагревают пористый каркас и пропитывающий металл до расплавления последнего и температуры пропитки, не прекращая вакуумирования. После появления паров пропитывающего расплава со стороны пористого каркаса *1*, противоположной зазору, вводят пропитывающий металл *3* в контакт с пористым каркасом и ведут пропитку, подавая избыточное давление на зеркало пропитывающего металла *3* через штуцер *6* [3].

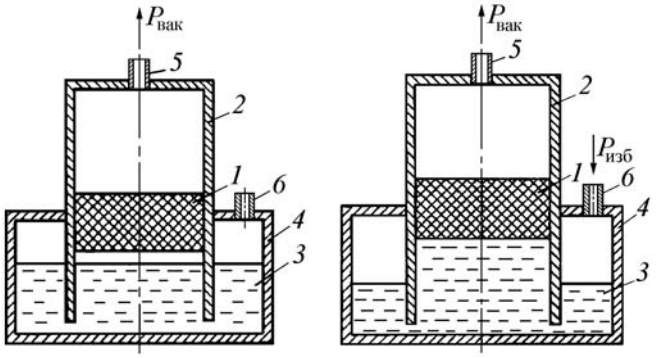


Рис. 5. Способ безавтоклавной пропитки углеграфитового каркаса

По предлагаемому способу был получен композиционный материал с использованием в качестве пористого каркаса графита марки ГЭ (ТУ 48-20-86–81) с открытой пористостью 24 % и в качестве пропитывающего металла сурьмы марки Су0 (содержание сурьмы 99,6 % по ГОСТ 1089–82). Исследования показали, что остаточная пористость графита составила 9 %, т.е. удалось заполнить около 65 % имеющихся пор.

Развитие данной технологии осуществили методом безгазостатной пропитки, сущность которого заключается в использовании для создания давления при пропитке термического расширения пропитывающего сплава в замкнутом объеме емкости для пропитки (рис. 6, 7) [4].

Давление для осуществления пропитки создают нагревом емкости. За счет разницы коэффициентов объемного расширения материала емкости и пропитывающего сплава последний расширяется больше, чем рабочий объем емкости, но, поскольку емкость закрыта герметично, сплав в ней создает давление.

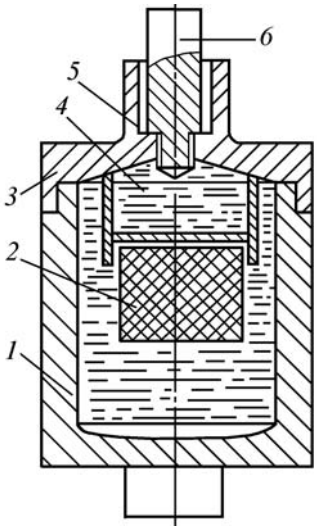


Рис. 6. Безгазостатное устройство для пропитки:
1 – толстостенный стальной стакан; *2* – углеграфитовый каркас; *3* – крышка с центральным резьбовым соединением; *4* – пропитывающий сплав; *5* – медная прокладка; *6* – болт-поршень

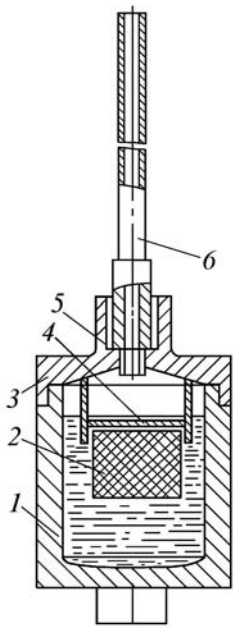


Рис. 7. Безгазостатное устройство для пропитки со сменной газоотводной трубкой:
1 – толстостенный стальной стакан; *2* – углеграфитовый каркас; *3* – крышка с центральным резьбовым соединением; *4* – удерживающее от всплытия приспособление; *5* – медная прокладка; *6* – газоотводная (кварцевая) трубка

Давление определяли с учетом расширения пропитывающего сплава с начальным объемом $V_0 + V_п$, где V_0 – исходный объем пропитывающего сплава в емкости для пропитки при температуре начала пропитки, м^3; $V_п$ – объем открытых пор в пропитываемом углеграфитовом каркасе, м^3.

Таким образом, реализуемое при пропитке давление определяется по формуле

$$p = \frac{\Delta t_1 (\beta - \beta_c)}{\delta}, \qquad (1)$$

где β, β_c – коэффициенты объемного расширения соответственно пропитывающего сплава и материала емкости для пропитки в диапазоне температур пропитки; δ – сжимаемость пропитывающего сплава при температуре пропитки.

Следовательно, давление прямо пропорционально температуре перегрева пропитывающего сплава. При этом температура была искусственно расчленена на две составляющие: Δt_0 – температура расширения жидкого пропитывающего сплава с начальным объемом V_0 до объема $V_0 + V_п$ и Δt_1 – температура расширения сплава с начальным объемом $V_0 + V_п$ для создания давления p. Поэтому общая температура перегрева пропитывающего сплава в замкнутом объеме емкости для пропитки определяется зависимостью

$$\Delta t = \Delta t_0 + \Delta t_1 = \frac{V_п + V_п p\delta}{V_0 (\beta - \beta_c)}. \qquad (2)$$

Разработанный безгазостатный способ является взрывобезопасным из-за отсутствия сжатого газа в емкости пропитки, а также благодаря тому, что при соз-

дании давления реальные значения расширения пропитывающего сплава составляют сотые доли процента. Почти все конструкционные материалы могут выдержать такую деформацию без разрушения.

В условиях литья под воздействием искусственно создаваемого избыточного давления необходимо, в свою очередь, учитывать влияние последнего на поверхностное натяжение. Это влияние носит сложный характер.

Сложность заключается в том, что помимо прямого влияния давления всегда действует побочный механизм, связанный с перераспределением компонентов сплава между фазами и поверхностным слоем, причем зависимость поверхностного натяжения от давления более заметна в случаях, если одна из фаз газообразная, чем в системах, состоящих только из конденсированных фаз.

В связи с этим применительно к литейным процессам большие возможности управления поверхностным натяжением путем воздействия давления открываются в условиях литья под повышенным или, наоборот, пониженным давлением газовой фазы на жидкий металл на стадиях плавки, рафинирования, заполнения полости форм расплавом и на этапе фильтрационного питания отливки при наличии свободной поверхности прибыли (Русанов А.И. Фазовые равновесия и поверхностные явления. Л.: Химия, 1967.).

Таким образом, в результате исследований предложено эмпирическое уравнение, согласно которому при сравнительно небольших давлениях поверхностное натяжение линейно убывает с ростом давления:

$$\sigma = \sigma_0 - B(p - p_{\text{исх}}) + C(p - p_{\text{исх}})^2, \qquad (3)$$

где σ_0 – поверхностное натяжение при исходном давлении $p_{\text{исх}}$ (например, атмосферном); B и C – положительные, присущие данной системе константы.

Уравнение (3) не является общим, так как сам факт убывания поверхностного натяжения с ростом давления не всегда термодинамически закономерен. В результате рассмотрения термодинамических соотношений, описывающих изотермическую зависимость поверхностного натяжения от давления в бинарных сплавах, получено уравнение:

$$S_{\text{м}}\left(\frac{d\sigma}{dp}\right)_T = V_{\text{м}}^{(\sigma)} - V_{\text{м}}^{(\alpha)} - \frac{X_1^{(\sigma)} - X_1^{(\alpha)}}{X_1^{(\beta)} - X_1^{(\alpha)}}(V_{\text{м}}^{(\beta)} - V_{\text{м}}^{(\alpha)}), \qquad (4)$$

где $S_{\text{м}}$ – поверхность, приходящаяся на 1 моль поверхностного слоя; $V_{\text{м}}$ и X_1 – соответственно молярный объем и содержание первого компонента в поверхностном слое в рассматриваемых фазах, обозначаемых соответственно индексами (σ), (α) и (β).

Анализируя характер влияния давления на поверхностное натяжение бинарных сплавов в зависимости от перераспределения первого компонента в фазах $X_1^{(\alpha)}$, $X_1^{(\beta)}$ и поверхностном слое $X_1^{(\sigma)}$, А.И. Русанов показал, что поверхностное натяжение в бинарной двухфазной системе, содержащей поверхностно-активное вещество (ПАВ), при постоянной температуре возрастает с увеличением давления, если содержание ПАВ в фазе с большей плотностью превышает его содержание в менее плотной фазе; если же содержание ПАВ в фазе с большей плотностью меньше его содержания в фазе с меньшей плотностью, то поверхностное натяжение с ростом давления будет уменьшаться.

Применительно к системам жидкость–пар это правило может быть сформулировано так: поверхностное натяжение на границе жидкий раствор–пар с повышением давления увеличивается, если пар обеднен содержанием ПАВ по сравнению с жидкой фазой, и уменьшается, если пар обогащен ПАВ по сравнению с жидкой фазой.

При переходе к критической точке изотермическая зависимость поверхностного натяжения от давления принимает вид:

$$\left(\frac{d\sigma}{dp}\right)_{T(x)}^{(k)} = 0. \qquad (5)$$

Соотношение (5) сохраняет силу для систем с любым числом компонентов (x – выбранный способ изменения состава) и справедливо для произвольного моновариантного изменения при постоянной температуре.

Практическое применение нового способа пропитки изделий. Способ пропитки под давлением КМ, разработанный на кафедре МиТЛП ВолгГТУ, был испытан при изготовлении вкладышей подшипников скольжения из материала углеграфит–сплав свинца. Методом безавтоклавной пропитки изготовили композиционные материалы, представляющие углеграфитовые образцы сечением 11,5×11,5 мм и длиной 23 мм, которые пропитывали сплавом Pb при температуре 800 °С и давлении 15 МПа. Затем были сделаны снимки микроструктуры полученного композита на растровом электронном микроскопе с анализатором.

На рис. 8, *а* показана плотность распределения свинца в композите, на рис. 8, *б* – плотность распределения меди в масштабах поры, на рис. 8, *в* – плотность распределения углерода на том же участке шлифа, а на рис. 9 – микроструктура композиционного материала углеграфит–сплав свинца (×300), полученная на РЭМ. При совмещении рис. 8, 9 видно, что до 70 % меди распределяется по границе заполняемой поры (при содержании меди в сплаве до 2,0 % мас.).

Пропитка сплавом свинца (97,9 % мас.) и меди (2,0 % мас.) углеграфитового каркаса позволила получить композиты, обладающие высокими трибологическими и прочностными свойствами. Причем свойства данного сплава как эксплуатационные, так и технологические, можно проверить только совместно с углеграфитовым каркасом. Например, отмечен рост прочности пропитывающего сплава в составе композита за счет изменения структуры сплава при взаимодействии с каркасом и

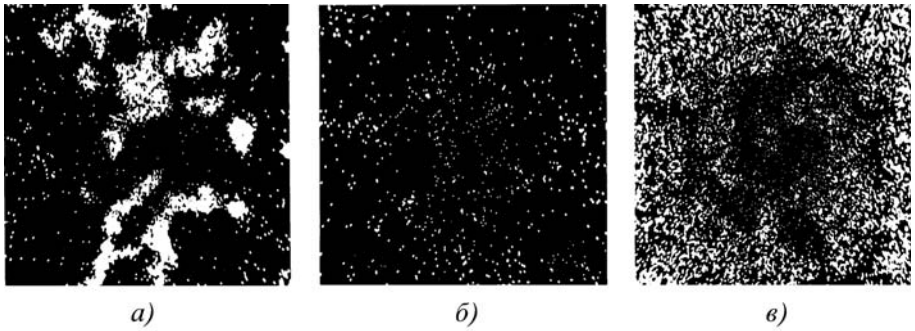


Рис. 8. Плотность распределения в композите CG-365–сплав свинца (×1000): *а* – свинца; *б* – меди; *в* – углерода

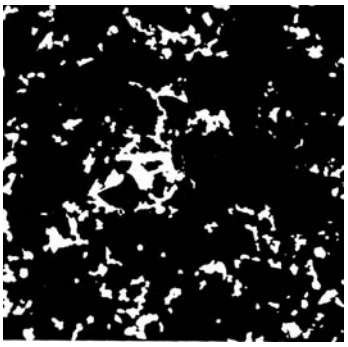


Рис. 9. Центральный участок композита CG-365–сплав свинца. ×300

малого поперечного сечения металлического волокна, сформировавшегося в объеме микропор каркаса.

Когда металлический сплав является элементом композиционного материала, он должен обладать совокупностью свойств, необходимых для создания самого композита, таких как проникающая способность, адгезия по отношению к материалу каркаса, возможность регулирования интенсивности взаимодействия на границе раздела фаз за счет избирательной сегрегации легирующих элементов в пограничный слой, образование вторичных каркасов и т.п.

Выводы

1. Применение метода безгазостатной пропитки позволяет значительно снизить себестоимость композиционных материалов за счет использования оборудования из обычных конструкционных материалов. Данное оборудование можно использовать в условиях серийного или массового производства композитов.

2. Экспериментальные данные показали, что разработанный способ позволяет достигать высокой степени заполнения открытых пор углеграфитовых каркасов (более 70 %), что превосходит опубликованные на данный момент характеристики российских и зарубежных фирм, производящих подобные композиционные материалы [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Борисов Г.П.** Давление в управлении литейными процессами. Киев: Наук. думка, 1988. 272 с.

2. **Беккер М.Б., Заславский М.Л., Игнатенко Ю.Ф.** Литье под давлением. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1990. 399 с.

3. **Пат. 1668026 РФ, МПК В 22 Д 19/02.** Способ получения композиционных отливок / Ю.И. Рубенчик, И.Д. Бусалаев, И.А. Соловьёв, В.А. Гулевский, А. Швайерхофер. Опубл. 07.08.91.

4. **Пат. 1759932 РФ, МПК С 22 С 1/09, В 22 F 3/26.** Способ изготовления композиционных материалов / И.Д. Бусалаев, И.А. Соловьёв, Ю.И. Рубенчик, В.А. Гулевский. Опубл. 07.09.92.

5. **Антифрикционные** материалы на основе углерода // Проспект фирмы "Шунк" (Schunk Kohlenstofftechnik GmbH). Германия, 2006. 22 с.

Виктор Александрович Гулевский, канд. техн. наук,
mitlp@vstu.ru;
Анатолий Николаевич Загребин, аспирант;
Юрий Александрович Мухин, аспирант;
Аркадий Владимирович Пожарский, канд. техн. наук

УДК 621.74

В.М. Ткачёв *(Челябинский институт (филиал государственного торгово-экономического университета)),*
Н.А. Ласьков, И.Н. Ердаков
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Влияние положения стояка на коробление и дефектность отливок плит

Рассмотрено влияние положения стояка в песчано-глинистой форме на коробление и дефектность отливок. Опытные работы проведены на реальных отливках асимметрично-оребренных плит в ОАО "Челябинский электрометаллургический комбинат".

The influence of sprue position in sand-clay mould on distortion and presence of defects of castings. Experimental work carried out on real castings of asymmetrically-finned plates in the JSC "Chelyabinsk electrometallurgical plant".

Ключевые слова: коробление; дефектность; стояк.

Keywords: distortion; presence of defects; sprue.

В ОАО "Челябинский электрометаллургический комбинат" в ремонтно-литейном цехе проведены исследовательские работы по изготовлению отливок асимметрично-оребренных плит с целью определить:

• влияние положения стояка на коробление и дефектность плит массой 850...1150 кг (рис. 1, 2);

• местоположение стояка в форме, при котором коробление и дефектность отливок минимальны.

Дефектность и коробление стальных асимметрично-оребренных плит определяли на отливках, изготовленных по близким технологическим вариантам с варьированием расположения стояка в форме.

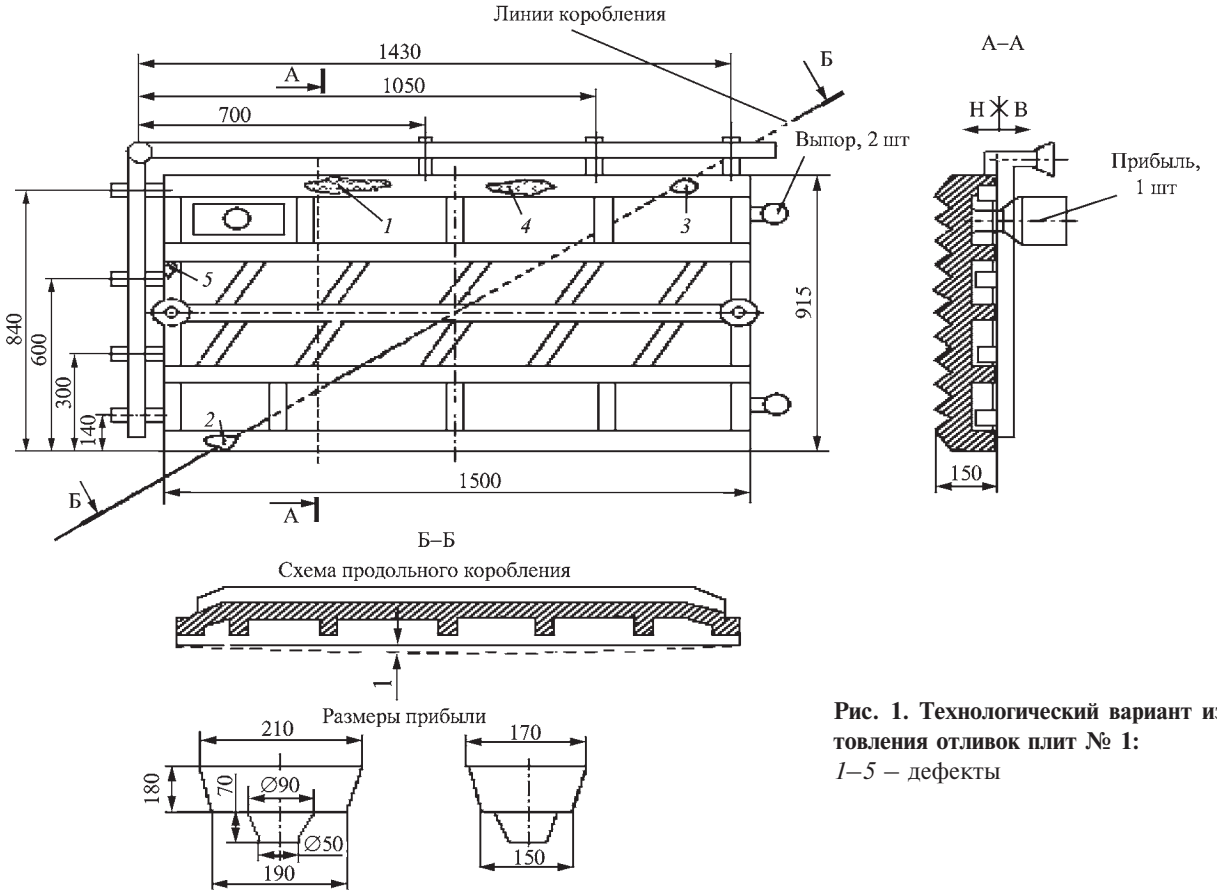


Рис. 1. Технологический вариант изготовления отливок плит № 1:
1–5 – дефекты

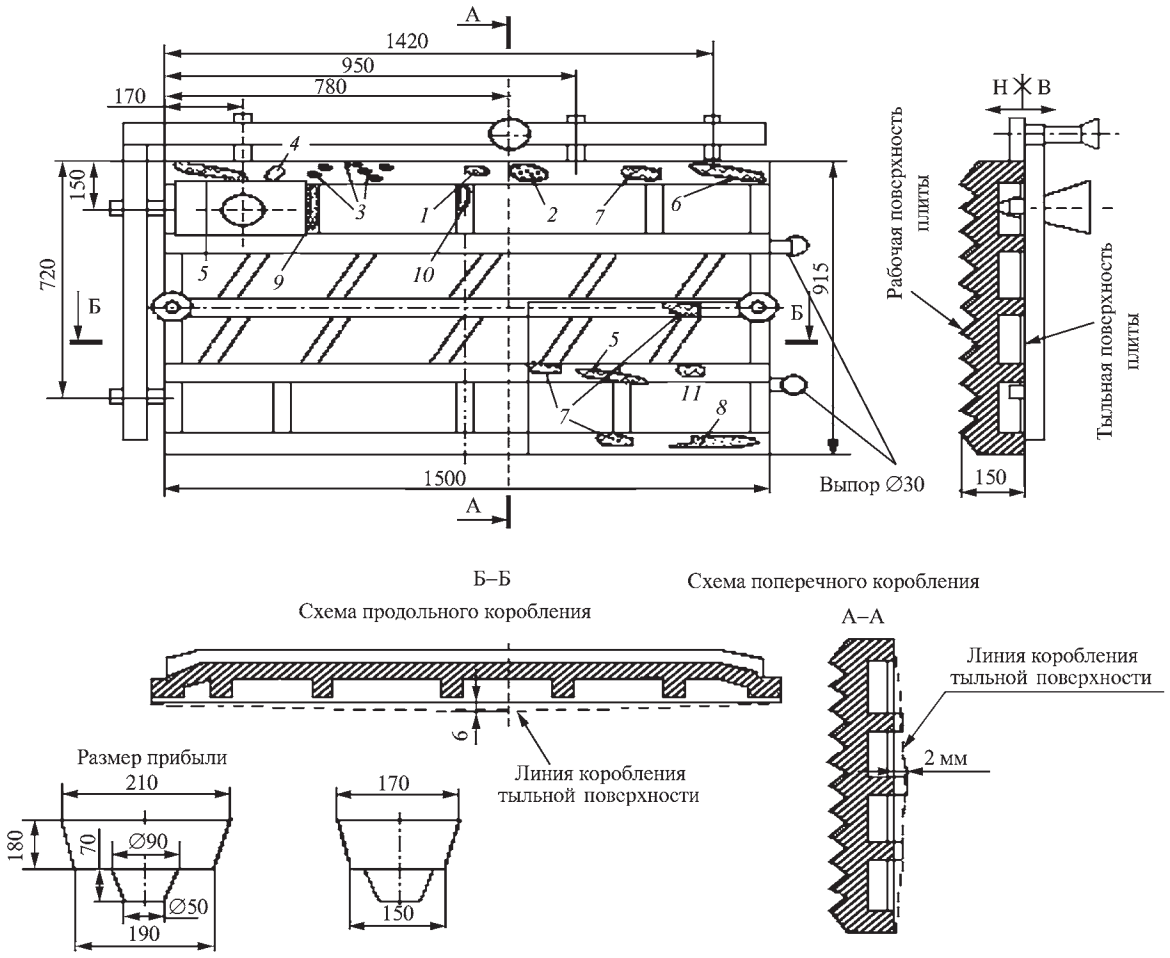


Рис. 2. Технологический вариант изготовления отливок плит № 2 (со смещением стояка):
1–11 – дефекты

Характер и степень дефектности отливок плит, получаемых в сухих песчано-глинистых формах (ПГФ), оценивали по следующим четырем показателям: 1) объем дефектов, приходящийся на единицу поверхности $Д_V$; 2) число дефектов, приходящихся на единицу поверхности $Д_{шт}$; 3) средний объем дефекта $V_{ср}$; 4) коробление отливки.

Получены следующие результаты (таблица).

Объем дефектов отливок плит, изготовленных по технологическому варианту № 1 (см. рис. 1, таблицу), очень мал и составляет $Д_V = 0{,}16$ см^3/дм^2, средний объем дефекта $V_{ср} = 4{,}5$ см^3, число дефектов, приходящихся на единицу поверхности $Д_{шт} = 0{,}036$ дефект/дм^2. Повышенное значение $V_{ср} = 5{,}2$ см^3 для отливок плит, изготовленных по технологическому варианту № 2, означает, что необходимо применять традиционные средства для устранения дефектов, например, прибылей для устранения утяжин.

Для плит размерами 1500×915×150 мм получено малое (технически незначимое) коробление – до 1 мм, что соответствует 1–2-й степени коробления (ГОСТ 26645–85) для отливок средней и высокой точности. Такие отливки плит можно использовать в дробилках без дополнительной правки.

Перемещение стояка (см. рис. 2) от угла плиты до примерно середины длинной стороны плиты на 16 % (опыт № 22) увеличивает объем дефектности по утяжине $Д_{V\,ут}$ в 2,5 раза, объем дефектов $Д_V$ – в 5 раз, коробление – в 6 раз (от 1 до 6 мм). Фактическое коробление плиты при перемещении стояка составляет 6 мм.

Зона основных дефектов (см. рис. 2) перемещается из угла отливки вдоль длинной стороны шлакоуловителя к месту установки стояка и на противоположный угол против стояка. Это связано с нарушением благоприятного режима затвердевания.

Видно, что противоположный угол от стояка и поверхность отливки вдоль шлакоуловителя (коллектора), где был установлен стояк, были самыми горячими местами при затвердевании отливки, что создало условия для образования основной массы дефектов в этих зонах отливки. Отливки плит с таким короблением без последующей обработки механической правкой применять нельзя.

Влияние положения стояка в форме на коробление и дефектность отливок плит

Параметр	Номер технологического варианта изготовления отливок плит	
	1	2 (со смещением стояка)
Суммарное сечение, см^2:		
стояка	28	28
питателя	32	35
Число:		
питателей	7	5
стояков	1	1
Вид шлакоуловителя	Г-образный	
Температура заливки, °С	1420	1460
Продолжительность заливки, с	58	62
Охват, %:		
периметра	46	47
площади	44	44

Параметр	Номер технологического варианта изготовления отливок плит	
	1	2 (со смещением стояка)
Средний объем дефектов $V_{ср}$, см^3	4,5	5,2
Объем дефектов на единицу поверхности $Д_V$, см^3/дм^2	0,16	0,83
Число дефектов на единицу поверхности $Д_{шт}$, дефект/дм^2	0,036	0,16
Объем дефектов по утяжине $Д_{V\,ут}$, см^3/дм^2	0,16	0,41
Коробление:		
мм	1	6
%	0	0,4
Количество трещин	0	

Выводы

1. Дефектность и коробление асимметрично-оребренных плит в значительной степени зависит от положения стояка в горизонтальной двухфронтовой системе с протяженностью охвата 46...47 % периметра отливки.

2. При перемещении стояка на расстояние 16 % периметра плиты от места смыкания фронтов питателей коробление возрастает до 6 мм (в 6 раз).

3. Изменение положения стояка существенно влияет на режим затвердевания отливок плит, а дефектность по утяжинам возрастает в 2,5 раза.

4. Наименьшие коробление и дефектность асимметрично-оребренных плит обеспечиваются, если стояк установлен в месте смыкания ветвей шлакоуловителя.

5. Неизменность положения оси коробления при переносе стояка свидетельствует о том, что наиболее значительным фактором оси коробления является геометрия плит.

Владимир Михайлович Ткачёв, инженер;
Николай Андреевич Ласьков, канд. техн. наук;
Иван Николаевич Ердаков, канд. техн. наук,
Techproect74@mail.ru

×èòàéòå â ñëåäóþùåì íîìåðå:

- **Êóëüáîâñêèé È.Ê., Ïîäóáíûé À.Í., Áîãäàíîâ Ð.À.** Êîíñòðóêöèîííî-òåõíîëîãè÷åñêîå ìîäåëèðîâàíèå ïðîöåññà ÷óãóíà
- **Ëåâøèí ÃÅ., Ïàâëþê Ê.È.** Îòðåìîíòèðîâàííûå ïîäøèïíèêè ñêîë�æåíèÿ
- **Ñàìîéëîâ Î.È., Ãåéêèí Â.À., Áóðëàêîâ È.À., Ïîêëàä Â.À.** Ïîëó÷åíèå íåðàçúåìíûõ ñîäèíåíèé èç ãðàíóëüíûõ çàãîòîâîê ñïðèìåíåíèåì æèäêîé ôàçû

УДК 539.4+539.42

Д.А. Терёшин *(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)*

Конечно-элементная модель для расчета внутренних трещиноподобных дефектов в области сварного соединения патрубка с сосудом*

Для упрощения задачи, выполняемой расчетчиком при моделировании конкретной конструкции, разработана универсальная модель, реализованная с использованием интерпретируемого языка APDL в конечно-элементном пакете ANSYS. Модель применима для определения прочности такого распространенного конструктивного элемента, как сварной шов, соединяющий патрубок с сосудом, при наличии в сварном шве трещиноподобного дефекта. Для модели могут задаваться любые конкретные размеры и произвольная нагрузка. Расчет по модели позволяет определить параметры механики разрушения.

Universal model is developed for the sake of the simplification of the routine made by the engineer. It was implemented in ANSYS finite element package by means of the imbedded interpretive APDL language. The model can be applied for strength calculations of such widespread structural member as the vessel shell to nozzle weld containing crack-like defect. The model can have any dimensions and arbitrary piping loads applied to the nozzle. Using the model allows determining fracture mechanics parameters for the crack.

Ключевые слова: прочность сосудов давления; метод конечных элементов; коэффициент интенсивности напряжений; непровар; трещиноподобный дефект в сварном шве.

Keywords: pressure vessel structural integrity; finite element method; stress intensity factor; lack of weld fusion; crack-like defect in welding.

Выполнение прочностных расчетов ответственных элементов конструкций с учетом наличия трещиноподобных дефектов является одним из требований современных норм прочности [1]. Для проведения таких расчетов размеры дефекта могут быть определены с помощью существующих методов неразрушающей дефектоскопии. Однако, несмотря на применение в практике современных расчетов мощных конечно-элементных пакетов (КЭП) программ (таких как ANSYS, ABAQUS), в настоящее время недостаточно развиты нетрудоемкие подходы и отсутствуют готовые модели для выполнения расчетных оценок для задач механики разрушения со сложной геометрией.

В окрестности вершины трещины поля напряжений и деформаций характеризуются высокими градиентами, а в вершине острой трещины напряжения и деформации теоретически принимают бесконечные значения [2].

Разбиение области около вершины трещины на конечные элементы должно выполняться с использованием специальных элементов и разбивок для корректного моделирования этой особенности полей напряжений и деформаций. Однако в КЭП (ANSYS, ABAQUS) отсутствуют процедуры автоматического разбиения этих областей с использованием таких элементов для трехмерных тел, поэтому разработка конечно-элементных моделей с трещинами для элементов конструкций, имеющих сложную геометрию, очень трудоемка и требует значительных затрат времени. Другая сложность заключается в том, что размеры трещины обычно намного меньше габаритных размеров конструкции, поэтому создание единой модели для всей конструкции, предназначенной как для определения напряженного и деформированного состояний всей модели в целом, так и для оценки параметров механики разрушения для трещины, приводит к вычислительному объему задачи, чрезмерному для эффективного решения на компьютере.

Поэтому требуется разработка базы моделей для основных типов дефектов в конструктивных элементах. Каждая такая модель должна обладать максимальной универсальностью, т.е. быть пригодной для выполнения расчетов при произвольных размерах элементов конструкций с трещинами.

Одним из наиболее распространенных видов трещиноподобных дефектов в сосудах давления является конструктивный непровар, который может иметь место в зоне стыка патрубка с сосудом (рис. 1). Такое выполнение соединения допускается ГОСТом [3]. С точки зрения механики разрушения непровар представляет собой узкую кольцевую трещину. Кроме того, дефект с подобной конфигурацией может появиться и при полном проваре стенки сосуда как дефект сварки, либо развиться в процессе эксплуатации. Моделирова-

* Статья представляет труды 5-й Российской конференции "Математическое моделирование и компьютерный инженерный анализ", которая прошла в ноябре 2008 г. в Уральском государственном техническом университете.

ние такого дефекта не предусмотрено и в специализированной программе FEACrack [4] фирмы SRT-Boulder, предназначенной для конечно-элементного моделирования трещин.

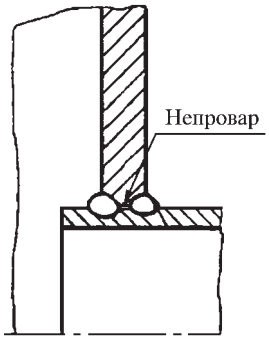


Рис. 1. Технологический непровар

Реальный дефект не обязательно представляет собой кольцевую щель, однако обычно он вытянут по направлению вдоль сварного шва, поэтому оценка прочности для него может быть получена по расчетной схеме с кольцевой трещиной. Для трещины конечной протяженности по окружности патрубка (вдоль сварного шва) точки фронтов трещины, перпендикулярных к стенке сосуда, опасными не являются. Исходя из аналогии с эллиптической трещиной [2], наиболее опасны более вытянутые стороны трещины, которые в рассматриваемом случае отвечают фронтам трещины, расположенным в окружном для парубка направлении. Поскольку длинная трещина приводит к большему понижению жесткости соединения, чем короткая, то замена реального дефекта кольцевой трещиной по всей окружности патрубка приведет к погрешности, идущей в запас прочности.

Для оценки опасности описанного типа дефектов с использованием подхода механики разрушения разработана конечно-элементная модель сварного соединения патрубка с сосудом с внутренней кольцевой трещиной в сварном шве. Применение в созданной модели параметрического языка APDL, реализованного в пакете ANSYS, позволяет использовать ее для определения напряженности трещины в соединении при произвольной нагрузке и произвольных размерах сосуда, патрубка, сварных швов и ширины трещины, отвечающих конкретной практической задаче. Основные параметры, определяющие размеры конструкции, показаны на рис. 2, *а*, сварного соединения с трещиной – на рис. 2, *б*. Готовая модель позволяет значительно упростить задачу, выполняемую расчетчиком при моделировании конкретной конструкции.

Сложность задачи заключается, во-первых, в том, что линии фронтов трещины получаются как пересечение цилиндров, оси которых перпендикулярны, и представляет собой пространственную кривую. Такими же являются и другие линии в области пересечения (см. рис. 2). Это приводит к трудности моделирования геометрии задачи при построении регулярной разбивки.

Во-вторых, сложность расчетов связана с тем, что ширина трещины, которая определяет размер конечных элементов в зоне около трещины, значительно меньше наибольшего размера конструкции. Это различие в типичном случае составляет 2–3 порядка. Попытка составить единую модель для всей конструкции для вычисления напряженности фронтов трещины в

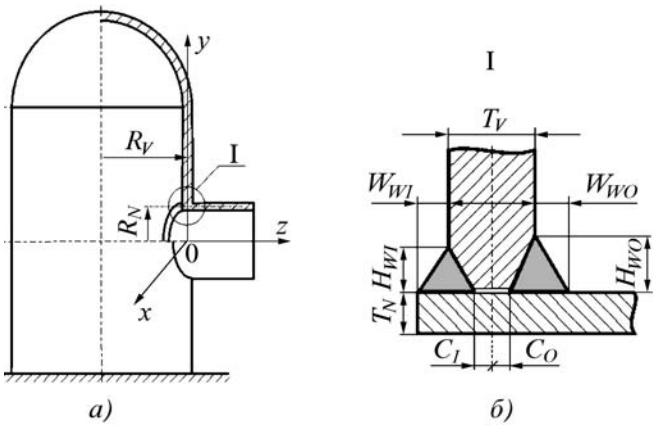


Рис. 2. Схема перпендикулярного соединения патрубка с сосудом

этом случае приведет к числу степеней свободы расчетной модели и, следовательно, вычислительному объему задачи, чрезмерному для решения.

Сложность, обусловленная регулярной разбивкой с использованием особых сингулярных элементов, примыкающих к вершинам трещины, решена созданием специальной процедуры, написанной на APDL, выполняющей такое разбиение.

Вторая сложность расчетов, связанная со значительным различием размеров ширины трещины и наибольшего размера конструкции, решена с использованием метода подконструкций (Submodeling), реализованного в пакете ANSYS. При таком подходе решение задачи выполняется в три этапа. Далее этапы решения продемонстрированы на примере случаев действия единичного момента в плоскости $y0z$ (см. рис. 2): M_x = 1 Н·м и для внутреннего давления; для определенности значения размеров приняты следующими: R_V = 1 м; R_N = 0,4 м; T_V = 6 см; T_N = 3 см; $C_I = C_O$ = 2 см; $H_{WI} = W_{WI} = W_{WO} = H_{WO}$ = 2 см.

1. На первом этапе выполняется расчет модели сосуда и патрубка, созданной с использованием оболочечных элементов. При создании модели использованы четырехугольные оболочечные элементы с промежуточными узлами (всего 8 узлов). В результате расчета этой модели корректно определяются перемещения и внутренние силы вне зоны концентрации напряжений от сварного шва. Напряженное и деформированное состояние такой модели под действием M_x показано на рис. 3, из которого видно, что наиболее напряженные точки области стыка – это крайняя верхняя и нижняя точки. Согласно принципу Сен-Венана протяженность области концентрации от шва определяется толщиной стенки. Поэтому граница модели, используемой на следующем этапе, проходит на расстоянии нескольких толщин стенки от области стыка (этот размер, как и другие параметры модели, могут настраиваться пользователем). К этой границе прикладываются перемещения, полученные из расчета на текущем этапе.

2. По расчету модели, созданной с использованием объемных квадратичных элементов (с промежуточны-

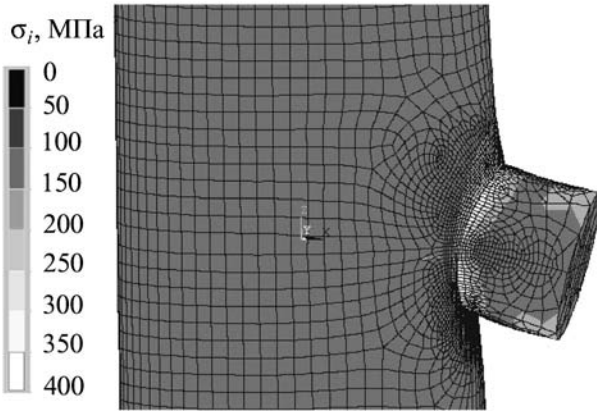


Рис. 3. Эквивалентные напряжения в оболочечной модели под действием M_x

ми узлами) – рис. 4 (без специальных элементов для моделирования сингулярности поля напряжений у фронта трещины) определяется напряженное и деформированное состояние в области соединения патрубка и сосуда без точного моделирования напряженного и деформированного состояния у фронтов трещины. Модель ограничивается сектором произвольного размера: от угловой координаты θ_1 относительно оси z до θ_2. В рассматриваемом примере для сектора размером 90° (см. рис. 4, *а*) число степеней свободы составило около 250 тыс. В целях сокращения расчетного объема задачи и повышения точности решения большая ее часть, за исключением переходных областей, выполнена с использованием регулярной ("Mapped") разбивки – рис. 4, *б*. Параметры разбиения (число разбиений по каждой линии) определяются автоматически, исходя из желаемого размера элементов и из сгущения разбивки к области трещины (средний размер элементов и сгущение могут задаваться пользователем).

В результате анализа полученного решения выявлено, что наиболее опасной является крайняя верхняя

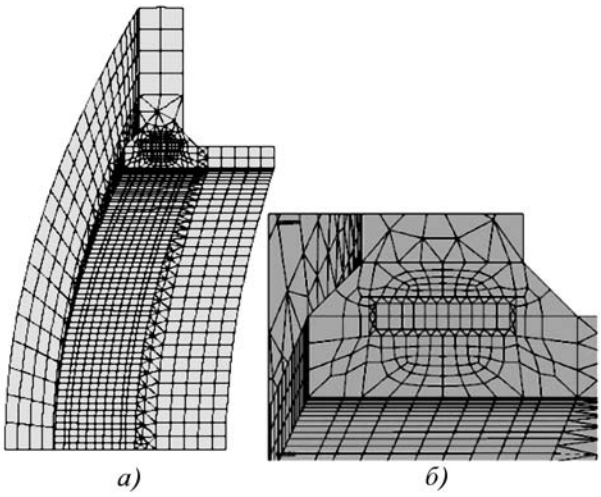


Рис. 4. Объемная модель соединения

(или симметричная нижняя) точка ($\theta^* = \pm 90°$) фронта трещины, внутреннего по отношению к стенке сосуда. Поскольку разбивка области стыка по окружности является регулярной, то опасная точка фронта легко определяется по приближенному значению трещинодвижущей силы [2], вычисляемому по перемещениям узлов элементов, примыкающих к фронту трещины.

3. Для определения напряженного состояния и параметров механики разрушения для наиболее опасной точки фронта трещины (в рассматриваемом примере $\theta^* = 90°$) проводится расчет модели (рис. 5, *а*) с таким размером сектора от θ_1 до θ_2, что протяженность трещины в окружном направлении составляет примерно две ширины трещины (ширина трещины составляет $C_I + C_O$ на рис. 2). В отличие от модели, использованной на предыдущем шаге, интересующий фронт трещины или оба моделируются с применением сингулярных элементов (рис. 5, *б*), полученных из таких же элементов, как элементы остальной части модели, сдвиганием промежуточных узлов на четверть длины стороны элемента [5].

Поскольку в пакете ANSYS отсутствует процедура разбиения области трехмерного тела с использованием сингулярных элементов, то она была написана специально для решения рассматриваемой задачи. Процедура генерирует конечно-элементную сетку в области вблизи фронтов трещины (см. рис. 5, *б*) по рассчитываемым значениям координат узлов. Затем внешние узлы этих областей объединяются с примыкающими узлами остальной модели (которая аналогична используемой на предыдущем этапе расчета), полученной разбиением объемов.

Определяющие параметры разбивки этих областей около фронтов трещин определяются пользователем: сгущение по лучам, исходящим от фронта, число элементов, окружающих фронт трещины (в рассматривае-

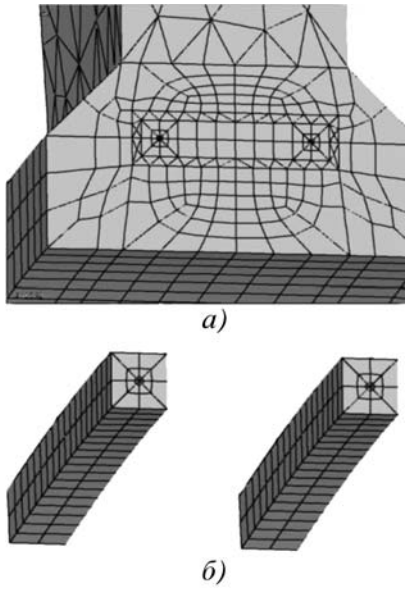


Рис. 5. Конечно-элементное разбиение области трещины с сингулярными элементами

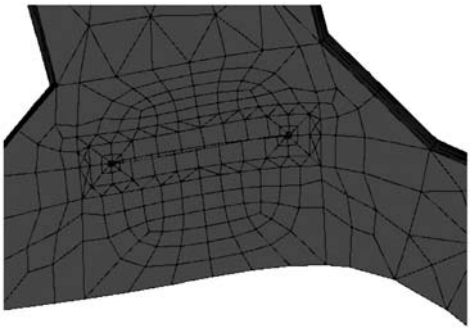


Рис. 6. Деформированное состояние области с трещиной

мом примере 8 элементов), размер сингулярного элемента по отношению к ширине трещины (по умолчанию эта величина принята согласно рекомендациям [5]) и число элементов по лучам от фронта трещины в этой области (минимум 2, в настоящем примере 3).

Полученная в результате расчета деформированная форма приведена на рис. 6. Из деформированного состояния видно доминирование формы плоского сдвига трещины над формой раскрытия – для внутреннего по отношению к стенке сосуда фронта трещины значения коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) составляют K_1 = 4,9 Па·м^{0,5}; K_2 = 9,6 Па·м^{0,5}; для наружного напряженность меньше: K_1 = 3,2 Па·м^{0,5}; K_2 = 6,0 Па·м^{0,5}.

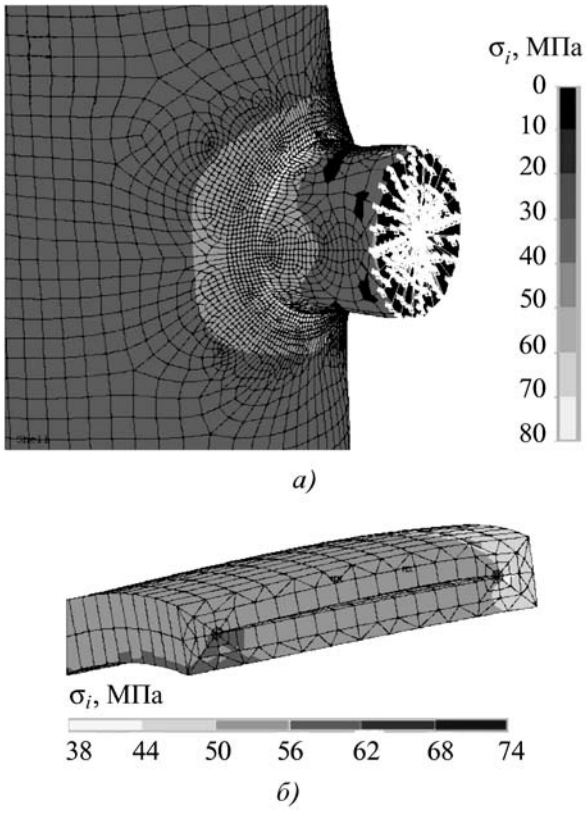


Рис. 7. Эквивалентные напряжения для оболочечной модели (*а*) и в области трещины для объемной модели (*б*) в случае нагружения давлением

Для модели с такими же размерами были проведены расчеты по описанной выше методике для случая действия единичного внутреннего давления. Напряженное и деформированное состояние модели из оболочечных элементов (первый этап расчета) показано на рис. 7, *а*.

Расчет так же, как и в рассмотренном выше случае, выполнен для верхней и нижней точек – точек в плоскости $y0z$ (см. рис. 2). Напряженное и деформированное состояние элементов, окружающих трещину, полученное на третьем этапе решения (с сингулярными элементами), показано на рис. 7, *б*. По деформированному состоянию видно, что для наиболее напряженного фронта трещины – наружного по отношению к оси сосуда – доминирующей является составляющая нормального отрыва. Соответствующие значения КИН составляют K_1 = 1,45 Па·м^{0,5}; K_2 = 0,29 Па·м^{0,5} (из условия симметрии относительно плоскости $y0z$ K_3 = 0).

Сравнение с результатами расчета модели с вдвое большим размером элементов вблизи фронтов трещины показало адекватность построенной модели: отличие по K_1 составило 8 %, K_2 – менее 4,3 %. Для внутреннего по отношению к стенке сосуда фронта трещины КИН нормального отрыва меньше: K_1 = 0,79 Па·м^{0,5}, а КИН плоского сдвига больше: K_2 = 0,98 Па·м^{0,5}.

Заключение

Выполнение прочностных расчетов ответственных элементов конструкций с учетом наличия трещиноподобных дефектов является одним из требований современных норм прочности. Разработка конечно-элементных моделей с трещинами для элементов конструкций, имеющих сложную геометрию, трудоемка и требует значительных затрат времени. Для упрощения задачи, выполняемой расчетчиком при моделировании конкретной конструкции, разработана универсальная модель, реализованная с использованием интерпретируемого языка APDL в конечно-элементном пакете ANSYS. Модель применима для определения прочности такого распространенного конструктивного элемента, как сварной шов, соединяющий патрубок с сосудом, при наличии в сварном шве трещиноподобного дефекта. Для выполнения расчета, отвечающего частному практическому случаю, требуется лишь задать размеры элементов конструкции, а также размеры соединения и трещины. К модели может прикладываться произвольная нагрузка. Расчет позволяет определить параметры механики разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fitness-for-service.** API recommended practice 579. First edition. American Petroleum Institute. Washington.: API Publ. Service, Jan. 2000.

2. **Черепанов Г.П.** Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 640 с.

3. **Сосуды** и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность укрепления отверстий: ГОСТ 24755–89 (СТ СЭВ 1639–88). М.: Московский печатник, 1989.

4. **Thorwald G., Anderson T.** Meshing Cracks at Any Location. ANSYS solutions. 2006. V. 7. № 2. 17–20 pp.

5. **Морозов Е.М., Никишиков Г.П.** Метод конечных элементов в механике разрушения. М.: Наука, 1980. 256 с.

Денис Анатольевич Терёшин, канд. техн. наук,
TDenis75@mail.ru

УДК 621.785.79 (088.8)

А.В. Кушнарёв *(ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат"),*
А.А. Богатов *(Уральский государственный технический университет – УПИ, г. Екатеринбург),*
Ю.П. Петренко *(ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат"),*
В.А. Кропотов *(ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА", г. Верхняя Салда)*

Исследование температуры и деформации в штампованных поковках при производстве железнодорожных колес*

Одной из актуальных практических задач производства железнодорожных колес является повышение дисперсности структуры на основе выбора рациональных температурно-скоростных условий и величины накопленной деформации при штамповке и прокатке заготовок. Исследованы температуры и деформации в штампованных поковках, полученных различными способами.

One of the vital real-world problems of railway wheels manufacturing is increase of structure dispersity on the basis of rational selection of temperature and speed conditions as well as that of the built-up strain value which occurs in die forging and rolling of the wheel blanks. Temperature and strain in die forgings obtained by different methods are studied.

Ключевые слова: колесо; поковка; деформация; температура; прокатка; штамповка; структура; дисперсность; фаза; сопротивление деформации.

Keywords: wheel; forging; strain; temperature; rolling; die forming; structure; dispersity; phase; strain resistance.

Современная технологическая схема производства железнодорожных колес основана на применении непрерывно-литых заготовок, которые после разрезки на мерные длины подвергаются нагреву с последующим гидросбивом окалины, штамповке в два перехода на прессах 50 и 90 МН, прокатке на колесопрокатном стане, прессовой гибке, правке и калибровке. Черновые колеса подвергаются термообработке, дробеметному упрочнению диска, полнопрофильной механической обработке, а в дальнейшем – автоматизированному приборному контролю качества колес: наличие внутренних и наружных дефектов и контроль точности размеров.

Наиболее ответственным за обеспечение качества колес, имея в виду точность размеров чернового колеса, минимизацию припусков на механическую обработку, формирование макро- и микроструктуры, а также уровня механических свойств и эксплуатационной надежности, являются заготовительные операции черновой и чистовой штамповки. В связи с этим знание деформационных и температурных полей в штампованных поковках является необходимым для решения актуальных инженерных задач.

Одной из них является изучение закономерностей последовательного повышения дисперсности структуры, оптимизации фазового состава стали в целях повышения уровня и однородности распределения механических свойств по всему либо части объема готового изделия.

Феноменологические основы диаграммы структурного состояния

В работе [1] показана определяющая роль пластической деформации и теплового воздействия на перестройку дислокационной и зеренной структур, дана оценка влияния различных факторов на число зародышей новых равноосных зерен, образующихся за единицу времени в единице объема, и скорость их роста. Феноменологический подход исследования эволюции зеренной структуры основан на изучении закономерностей пластического упрочнения стали. В результате приведенных исследований установлена связь между средним диаметром субзерна d и со-

* Статья подготовлена при выполнении государственного контракта № 02.740.11.0152 в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры для инновационной России".

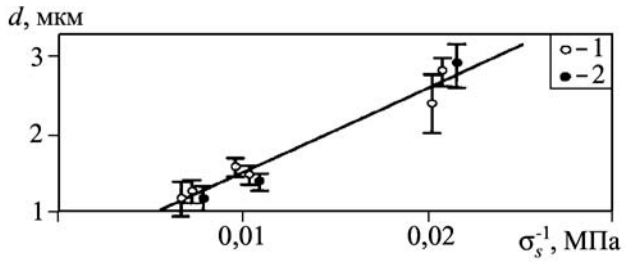


Рис. 1. Зависимость среднего диаметра субзерна аустенитных сталей 110Х6 (1) и 40Х8Г8 (2) от сопротивления деформации на установившейся стадии горячей деформации при θ = 1050 °С [4]

противлением деформации σ_s, а также параметром Зенера–Холомона $Z = \dot{\varepsilon}_u \exp[Q/(R\theta)]$, который зависит от энергии активации Q и температурно-скоростных условий деформации: температуры θ и скорости деформации $\dot{\varepsilon}_u$ [2] (рис. 1, 2) [3, 4].

Из рис. 1 и 2 следует, что средний диаметр субзерна d обратно пропорционален сопротивлению деформации σ_s и lg$Z$, которые на установившейся стадии горячей деформации зависят только от скорости деформации и температуры, а значение Q соответствует энергии активации самодиффузии. Средний диаметр рекристаллизованных зерен D пропорционально зависит от d [3]. Выбор рационального температурно-скоростного режима деформации удобно осуществлять с помощью диаграммы структурного состояния [3], построенной в координатах "$\theta - \dot{\varepsilon}_u$" и разделенной на несколько областей в зависимости от типа структуры и вида рекристаллизации: динамическая, статистическая и метадинамическая.

Динамическая рекристаллизация протекает в процессе деформации заготовки, имеющей зародыши рекристаллизации. Статическая рекристаллизация происходит после деформации заготовки, не имеющей зародышей рекристаллизации, при отжиге или последующем нагреве. Метадинамическая рекристаллизация осуществляется после деформации заготовки, имеющей зародыши рекристаллизации, во время

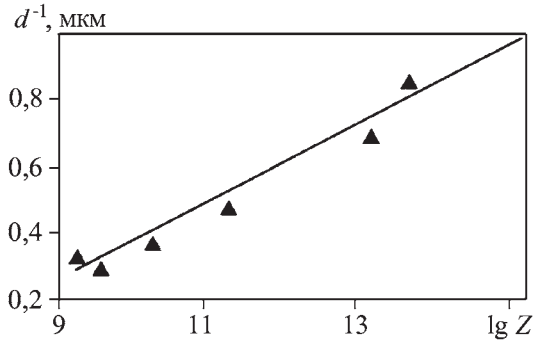


Рис. 2. Зависимость диаметра субзерна от параметра Зенера–Холомона для алюминиевого сплава [3]

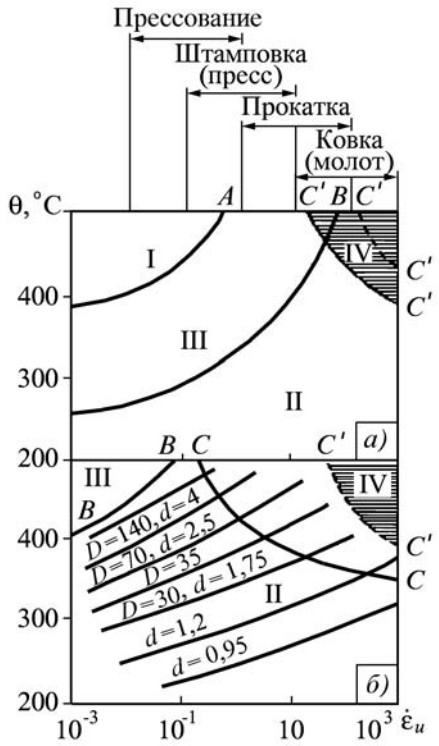


Рис. 3. Примеры диаграмм структурных состояний:
а – сплав АК6 (указаны интервалы скорости деформации для разных видов ОМД); *б* – сплав АК4-1 (Z = const; размеры d, D приведены в мкм) [3]

ее остывания. Линии, разделяющие области с различным видом рекристаллизации, соответствуют определенным значениям lg$Z$, которые для процессов горячей обработки металлов давлением находятся в диапазоне от 10 до 15.

В зависимости от марки стали и значения параметра Зенера–Холомона на диаграмме структурного состояния (рис. 3) выделяются четыре области, отвечающие различным типам структуры стали: I – сформировавшаяся при динамической рекристаллизации в процессе низкоскоростной горячей ОМД и сохранившаяся после термообработки; II – образовавшаяся при статической рекристаллизации в ходе последеформационного отжига; III – смешанная структура, сформировавшаяся при температурно-скоростных условиях, характеризующих переходную зону от области I к области II; IV – полученная в результате метадинамической рекристаллизации, которая характеризуется образованием полигонизованной субструктуры в процессе высокоскоростной деформации и рекристаллизации в период охлаждения заготовки после обработки давлением.

Наибольшие размеры рекристаллизованного зерна характерны для переходной области III, наименьшие – для области метадинамической рекристаллизации IV. Таким образом, с помощью диаграммы структурного состояния можно назначать рациональные температурно-скоростные режимы обработки давлением для формирования требуемой структуры и меха-

нических свойств при охлаждении после горячей ОМД или последующей термообработки.

Анализ деформационных и температурных полей при штамповке

Теоретическое исследование деформационных и температурных полей при обработке металлов давлением осуществляется путем решения связанной краевой задачи формоизменения металла совместно с дифференциальным уравнением теплопроводности. Наиболее перспективным является метод конечных элементов (МКЭ), предусматривающий разбиение очага деформации на множество элементов, в узлах которых и в объеме определены значения исходных функций скорости v_i, среднего нормального напряжения σ и температуры θ, причем искомые функции должны удовлетворять граничным условиям, а в объеме очага деформации – условию несжимаемости $v_{i,\,i} = 0$ и условию идеальной пластичности $\left(\frac{3}{2}S_{ij}S_{ij}\right)^{1/2} = \sigma_s$,

где S_{ij} – компоненты девиатора напряжений; σ_s – сопротивление деформации, значение которого зависит от определяющих соотношений выбранной модели деформированного тела, температурно-скоростных условий и степени накопленной деформации.

Программное обеспечение МКЭ основано на поиске действительного поля скоростей из условия минимума функционала для малого шага по времени обжатия. Выбор величины шага имеет важное значение для повышения точности решения. За время шага $\Delta\tau$ значения координат узлов конечных элементов, сопротивление деформации, среднее нормальное напряжение и температура для каждого элемента принимаются неизменными и равными значениям, вычисленным на предыдущем $(i - 1)$-м шаге. Найденное на i-м шаге из условия минимума функционала поле скоростей используется для вычисления поля приращения перемещений $\Delta u_i = v_i\Delta\tau$, скорости деформации $\dot{\varepsilon}_u$, приращения степени деформации $\Delta\varepsilon_u = \dot{\varepsilon}_u\Delta\tau$ и количество деформационного тепла, выделившегося в каждом элементе за время $\Delta\tau$.

Решение дифференциальных уравнений движения и теплопроводности в конечно-разностной форме совместно с начальными и граничными условиями устанавливает для каждого конечного элемента значения среднего нормального напряжения и температуры. В заключение уточняются координаты узлов элементов и в соответствии с определяющими соотношениями – сопротивление деформации. В дальнейшем аналогичным образом осуществляется анализ напряженно-деформированного состояния, поля температур и формоизменение заготовок на $(i + 1)$-м шаге.

Теоретические исследования процессов черновой и чистовой штамповки осуществляются с помощью программного комплекса "Deform". Определяющие соотношения, граничные условия на штампах и теплофизические константы теплообмена при гидросбиве, транспортировке заготовки и при обжатии ее в штампах были определены в специальных опытах.

Результатами решения являлись конечное формоизменение заготовки при осадке, черновой и чистовой штамповке, поля конечной деформации и температуры. При определении геометрии очага деформации на каждом шаге обжатия учитываются размеры штампов и заготовки с учетом ее формоизменения на предыдущих шагах. Масса заготовки во всех вариантах расчета была постоянной и равна 482 кг.

Кинематические граничные условия определяются с учетом скорости перемещения верхнего штампа v_0: на первом прессе – 30 мм/с, на втором прессе – 10 мм/с. На поверхности инструмента по этим данным определяется нормальная составляющая вектора скорости $v_n = v_0 n_z$ (где v_0 – скорость штампа; n_z – косинус угла между вектором скорости штампа и вектором нормали к поверхности инструмента), а в плоскости контакта напряжение трения $\tau = \psi\tau_s$ (где ψ – показатель трения; τ_s – сопротивление деформации на сдвиг) вычисляется по Зибелю. На свободной поверхности вектор напряжений равен нулю: $p_i = \sigma_{ij}n_j = 0$ (где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; n_j – проекции единичного вектора нормали на оси выбранной системы координат). Температура нагрева заготовок принята 1270 °С, а температура штампов $\theta_u = 250$ °С.

При решении задачи учитывали время транспортировки от нагревательной печи до установки гидросбива окалины 15 с; время гидросбива 10 с; время транспортировки до первого пресса 10 с, а время транспортировки до второго пресса 15 с. Граничные условия для температурной задачи были сформулированы как граничные условия третьего рода. Время одного шага при черновой и чистовой штамповке составило 0,01...0,02 с.

Исследование технологии штамповки по способу "SMS–EUMUCO". Способ заключается в предварительном формировании поковки при черновой штамповке на прессе 50 МН (рис. 4, *а*) и получении заготовки для колесопрокатного стана путем чистовой штамповки на прессе 90 МН (рис. 4, *б*). Особенность способа заключается в том, что при черновой штам-

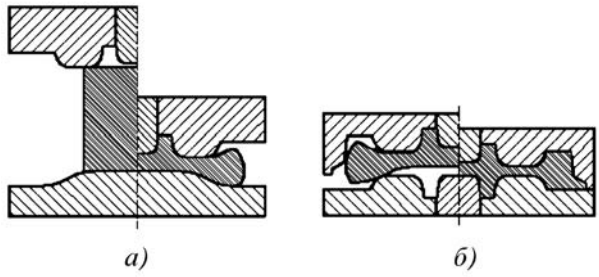


Рис. 4. Схема черновой (*а*) и чистовой (*б*) штамповки по способу "SMS–EUMUCO"

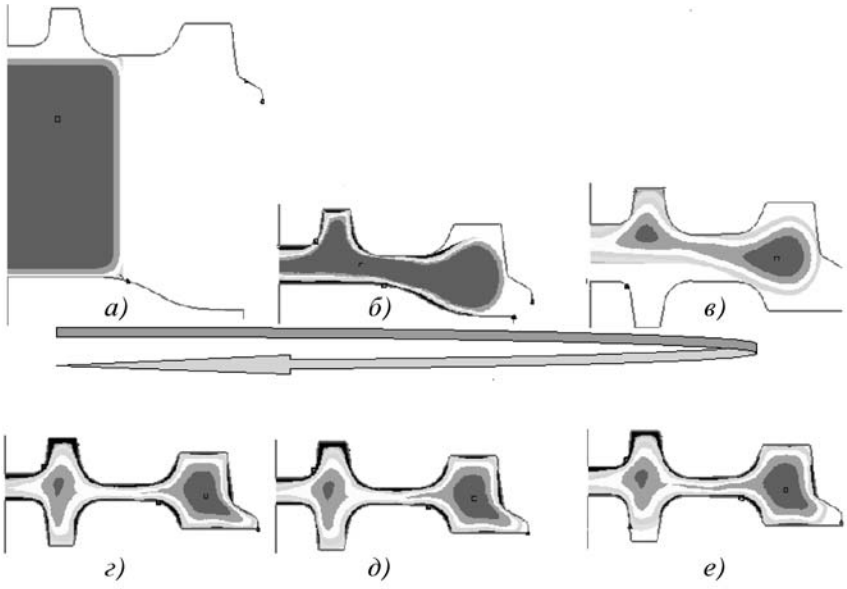


Рис. 5. Анализ температурных полей заготовки по способу "SMS–EUMUCO": *а* – после гидросбива окалины; *б* – после черновой штамповки; *в–е* – на различных этапах процесса чистовой штамповки

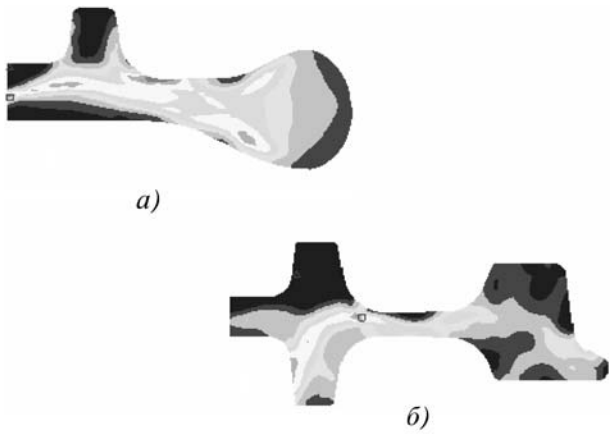


Рис. 6. Анализ деформационных полей заготовки по способу "SMS–EUMUCO" после черновой (*а*) и чистовой (*б*) штамповки

повке формируется односторонняя ступица. Для уменьшения силовых параметров при черновой штамповке радиальное течение металла практически не ограничивается.

Результаты расчета температурного поля на отдельных этапах технологического процесса приведены на рис. 5.

Видно, что после гидросбива окалины с транспортировкой заготовки до первого пресса температура поверхностного слоя снижается до 1130...1180 °С, а после первого пресса – до 1000...1080 °С на контактной поверхности. На свободной поверхности температура сохраняется и составляет 1130...1180 °С. Основная масса заготовки сохраняет температуру в диапазоне 1230...1260 °С. После чистовой штамповки температура поверхностного слоя на ступице равна 900...1080 °С, а на ободе 1000...1100 °С. Накопленная деформация максимальна в диске и составляет после первого пресса 2,0...2,5, а после второго пресса – 0,75...1,00. В ободе после первого пресса ε_u = 0,5...1,2, а после второго пресса – 0,25...1,00 (рис. 6).

Существенным недостатком способа штамповки "SMS – EUMUCO" является несимметричное радиальное течение металла, вызванное отклонением формы и размеров исходной заготовки от номинальных значений, что приводит к высокой эксцентричности обода относительно ступицы чернового колеса и высокому уровню бракованной продукции.

Развитие способов штамповки поковок. Проблему повышения качества ко-

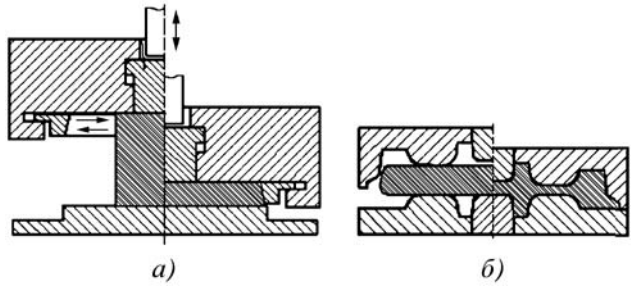


Рис. 7. Схема осадки заготовки на плоских штампах с калибровочным кольцом (*а*) и чистовой штамповки (*б*)

лес кардинально удалось решить, применив на верхнем штампе первого пресса подвижное калибровочное кольцо и плоские штампы (рис. 7) [5].

Температурные условия черновой и чистовой штамповки мало отличаются от предыдущего варианта штамповки, в частности, на поверхности обода поковки температура находится в диапазоне 1000...1100 °С, а накопленная деформация после первого пресса ε_u = 0,75...1,00, а после второго пресса ε_u = = 0,5...1,0, т.е. несколько меньше, чем по первому варианту (рис. 8, 9).

Применение плоских штампов на первом прессе привело к неблагоприятной схеме течения металла при чистовой штамповке на втором прессе из-за раннего формирования ступицы и одностороннего течения металла в радиальном направлении при окончательном формировании обода поковки. Это приводит к повышенному износу штампов и увеличению силы штамповки на 15...20 %. Кроме того, возникает

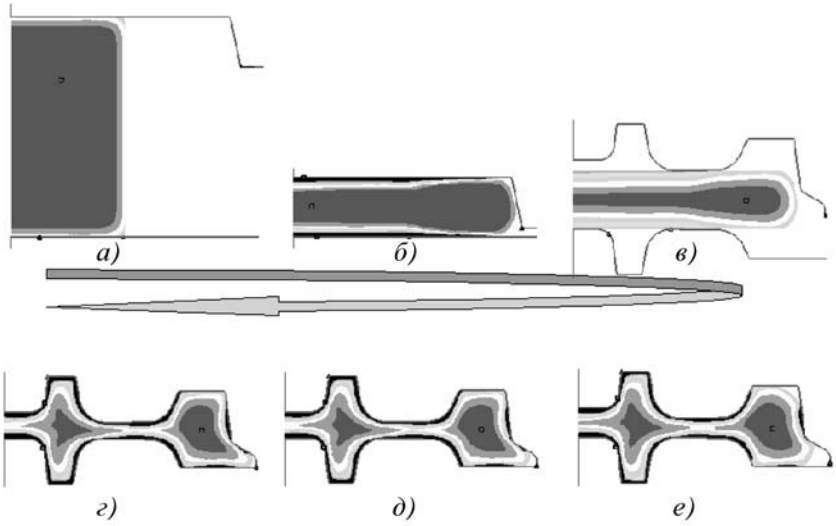


Рис. 8. Анализ температурных полей заготовки по технологии [5]:
а – после гидросбива окалины; *б* – после черновой штамповки; *в–е* – на различных этапах процесса чистовой штамповки

проблема центрирования поковки в штампах второго пресса.

Решение указанной технической задачи возможно путем совмещения процессов осадки, калибровки поковки в кольце и разгонки, применяя фигурные штампы на первом прессе [6]. Поля температуры и накопленной деформации представлены на рис. 10, 11. Температурные условия

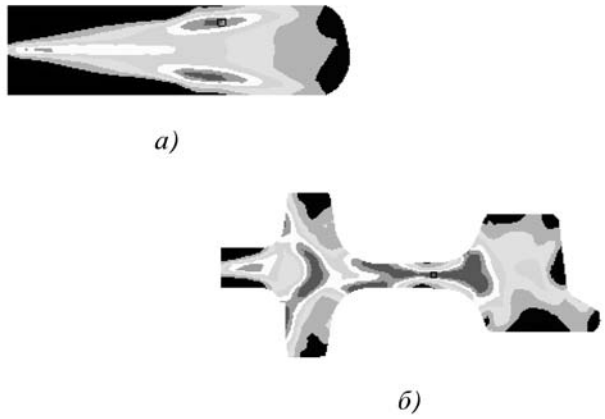


Рис. 9. Анализ деформационных полей заготовки по технологии [5] после черновой (*а*) и чистовой (*б*) штамповки

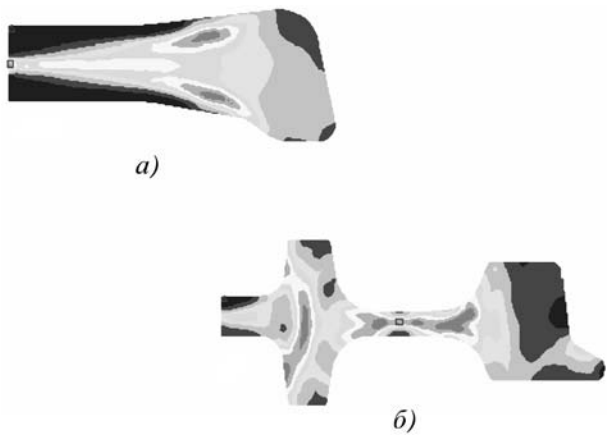


Рис. 11. Анализ деформационных полей по технологии [6] после черновой (*а*) и чистовой (*б*) штамповки

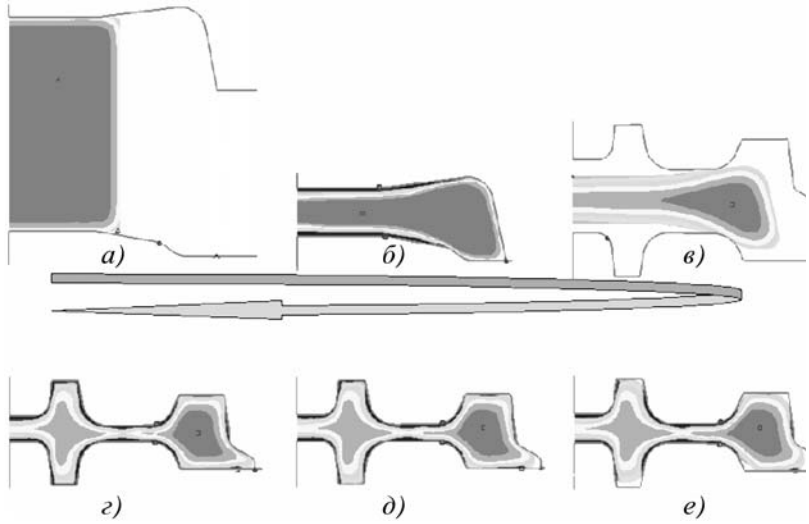


Рис. 10. Анализ температурных полей по технологии [6]:
а – после гидросбива окалины; *б* – после черновой штамповки; *в–е* – на различных этапах процесса чистовой штамповки

формирования обода остаются на прежнем уровне, а накопленная деформация по сравнению с предыдущими вариантами увеличивается на 5...10 %.

Выводы

1. Исследования температуры, накопленной деформации и скорости деформации при штамповке играют важную роль для оценки дисперсности структуры, используя диаграмму структурного состояния.

2. Рассмотренные технологические варианты штамповки заготовок для последующей прокатки колес обеспечивают рациональные температурные и деформационные условия формирования мелкозернистой структуры.

3. Применение калибровочного кольца на первом прессе, а также плоских, но луч-

ше фигурных штампов, обеспечивающих разгонку металла при черновой штамповке, является более предпочтительным способом по сравнению со способом штамповки фирмы SMS – EUMUCO.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Богатов А.А., Левин И.В.** О математическом моделировании формоизменения и эволюции зеренной структуры металла при обработке давлением / Известия вузов. ЦМ. 2006. № 1. С. 34–46.
2. **Пуарье Ж.П.** Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. М.: Металлургия, 1982.
3. **Вайнблат Ю.М.** Металлы. 1982. № 2. С. 92.
4. **Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. и др.** Металлы. 1982. № 2. С. 94.
5. **Пат. 2335373 RU.** Способ штамповки заготовки для цельнокатанных колес / А.В. Кушнарёв, А.А. Киричков, В.Д. Шестак; заявитель ОАО "НТМК"; заявл. 01.08.06.
6. **Заявка** на патент 2008115847. Способ изготовления цельнокатаных железнодорожных колес / А.В. Кушнарёв, А.А. Богатов, А.А. Киричков и др.; заявитель ОАО "НТМК"; заявл. 21.04.08.

Алексей Владиславович Кушнарёв, канд. техн. наук;
Александр Александрович Богатов, д-р техн. наук,
omd@mtf.ustu.ru;
Юрий Петрович Петренко, канд. техн. наук;
Владимир Алексеевич Кропотов, канд. техн. наук

УДК 621.762.001

В.М. Воробьёв, П.Н. Муравьёв *(ООО "МНТЦ Аверт", Москва)*

Исследования и разработка процессов изготовления цельноштампованных рабочих колес вентиляторов ГТД с широкохордными лопатками

Изложены результаты разработки и исследований технологического процесса штамповки точной заготовки рабочего колеса вентилятора авиационного газотурбинного двигателя ДВ2 из алюминиевого сплава средней прочности. Приведена конструкция нового многоразъемного разборного штампа.

The results of researches and development of the technological process of extrusion of precise blank of driving wheels of aircraft gas-turbine engine "DV2" fan made of aluminum alloy of medium strength are presented. The construction of new multisectional dismountable die is considered.

Ключевые слова: точная штамповка; многоразъемный штамп; рабочие колеса лопаточных машин; колесо вентилятора с широкохордными лопатками; газотурбинный двигатель.

Keywords: precise extrusion; multisectional die; driving wheels of blade machines; wheel of fan with wide chord blades; gas-turbine engine.

В последние годы в авиационном двигателестроении применяются конструкции компрессорных колес с широкохордными лопатками. Одно такое компрессорное колесо заменяет несколько ступеней компрессора традиционной конструкции.

Конструкция компрессорного колеса предусматривает технологию изготовления по схеме "диск вместе с лопатками" с применением механической обработки: проточки диска, высверливания вокруг лопаток, удаления металла из межлопаточных пространств, чистовой обработки лопаток.

Цель данной работы – выявление возможности изготовления цельноштампованных точных заготовок по схеме "диск вместе с лопатками" с готовыми после штамповки функциональными поверхностями, исключающими слесарно-доводочные работы.

В задачу исследований входило построение технологического процесса создания конструкции многоразъемного разборного штампа, приспособлений для сборки и монтажа пятнадцати штамповых вставок.

Способ изготовления компрессорных колес с широкохордными лопатками методом объемной штамповки был бы весьма эффективным.

Согласно патентам США № 295901, № 3122832 колеса с широкохордными лопатками штампуют на гидравлических прессах из нагретой заготовки, которой предварительно придают чашевидную форму.

Известен способ изготовления цельноштампованных рабочих колес турбомашин с лопатками сложного аэродинамического профиля, заключающийся в пластическом формоизменении размещенной внутри многоразъемного разборного штампа с закладными элементами нагретой заготовки при воздействии на нее осевым усилием. При этом металл заготовки выдавливается в радиальном направлении между матричной и пуансонной частями штампа. Формоизме-

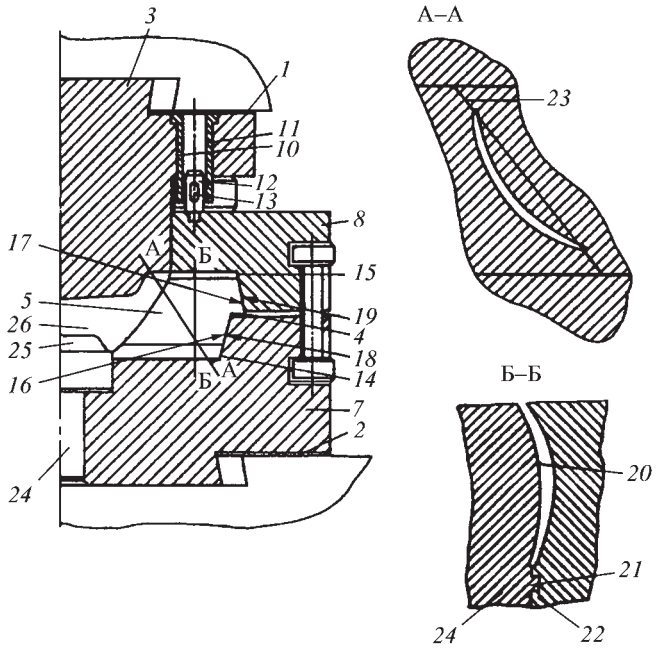


Рис. 1. Многоразъемный разборный штамп

нение неразъемных с диском лопаток, профилируемых в соответствии с заданной закруткой их пера, получается за один переход с последующей регламентируемой структурой деформируемого металла заготовки.

На рис. 1 изображен многоразъемный разборный штамп для изготовления цельноштампованных рабочих колес турбомашин с лопатками сложного аэродинамического профиля. Штамп содержит подвижную верхнюю *1* и неподвижную нижнюю *2* части с размещенными в них соответственно пуансоном *3* и матрицей *4*, выполненной в виде собранной из секторных закладных элементов *5* конструкции *6* (рис. 2), помещенной между опорной *7* и прижимной *8* плитами нижней части штампа. Формоизменение неразъемных с диском лопаток колеса происходит в полостях *9*, предусмотренных между смежными закладными элементами *5* (см. рис. 1).

Подвижная верхняя часть *1* включает в себя кроме пуансона *3* со сферической головкой механизм послеоперационного разъема плит *7* и *8*, представляющий собой вмонтированный в плиту пуансонодержатель *10*, направляющие втулки *11*, взаимодействующие со штангами *12*, снабженными замками-защелками *13*. Непосредственно в опорной *7* и прижимной *8* плитах выполнены чашеобразные выборки соответственно *14* и *15*, встречные конические стенки *16* и *17* которых взаимодействуют с встречными коническими профильными поверхностями *18* и *19* закладных элементов *5*.

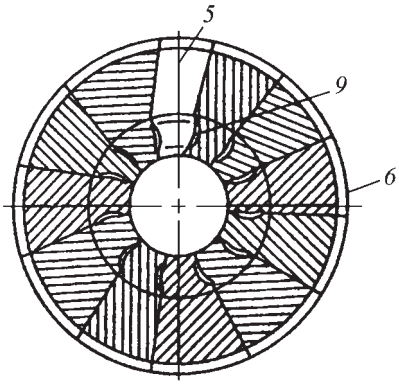


Рис. 2. Секторная матрица штампа

Закладные элементы закреплены консольно и зафиксированы между собой с помощью выполненных на сопряженных боковых стенках *20* призматических продольных выступов *21* и ответных впадин *22* при гарантированном зазоре *23* шириной 0,01...0,2 мм (с возможностью предотвращения затекания в него деформируемого металла заготовки).

Собственная частота колебаний консолей закладных элементов *5* равна или пропорциональна скорости течения металла заготовки при формоизменении лопаток, возможна вибрация стенок закладных элементов *5* от их самовозбуждения при заполнении металлом полостей *9*. Штамп снабжен также выталкивателем *24* с профильным выступом *25*.

Заготовке придают чашевидную форму и нагревают ее, затем в чашевидную выборку *14* опорной плиты *7*, являющуюся нижней частью контейнера, с помощью специального монтажного приспособления (рис. 3) устанавливают пакет секторных закладных элементов *5* (рис. 4) и размещают нагретую чашевидную заготовку *26* (рис. 5). С помощью пуансонодержа-

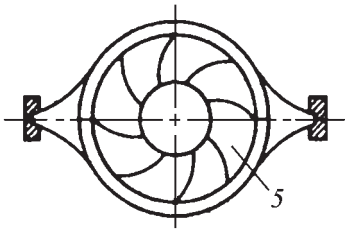


Рис. 3. Приспособление для монтажа и демонтажа матрицы

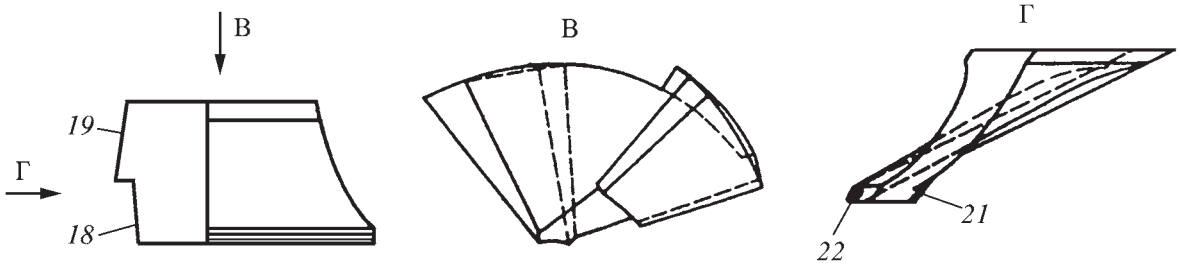


Рис. 4. Закладной элемент матрицы

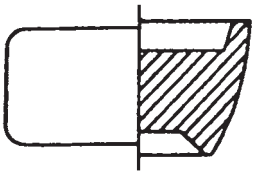


Рис. 5. Заготовка

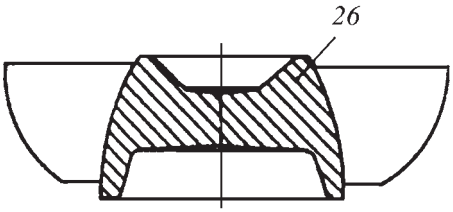


Рис. 6. Отштампованное колесо

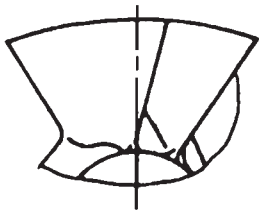


Рис. 7. Лопатки колеса

теля *10* опускают зафиксированную на нем посредством замков-защелок *13* прижимную плиту *8*. При этом заготовка боковыми стенками опирается на закладные элементы *5*, а впадиной дна – на профильный выступ выталкивателя *25* и прижимается сверху профильной головкой пуансона *3*, плотно входящей в верхнюю впадину заготовки. После этого опорную плиту *7* жестко соединяют с прижимной плитой *8*, и штамп готов к работе.

Пуансон *3* через пуансонодержатель перемещается вниз. Силу выбирают такой, чтобы металл заготовки выдавливался в радиальном направлении между матричной и пуансонной частями штампа. При этом процесс формоизменения ведут без дополнительного подвода тепла и выдавливанием металла управляют путем изменения скорости его течения для чего эмпирически рассчитывается график работы пресса.

После заполнения полостей закладных элементов и формоизменения лопаток поднимают прижимную плиту *8*, предварительно отсоединив ее от опорной плиты *7*. Выталкивателем *24* приподнимают закладные элементы и штамповку над опорной плитой и специальным приспособлением, которое ранее использовалось для монтажа пакета закладных элементов *5*, выводят из штампа в горизонтальном направлении. Затем его поворачивают на угол 90° и фиксируют в положении, предотвращающем его опрокидывание, с помощью специально предусмотренных упоров. После чего демонтируют из него закладные элементы, освобождая от них отштампованное изделие *26* (рис. 6).

Для штамповки следующего колеса все операции повторяются в той же последовательности.

Таким образом, процесс формоизменения заготовки ведут с учетом целого комплекса параметров и их взаимосвязи между собой, при этом такая организация технологического процесса позволила получить крупногабаритные рабочие колеса турбомашин с перекрывающимися широкохордными лопатками сложного аэродинамического профиля (рис. 7) методом штамповки, достигнув высокого качества, заранее заданной структуры без необходимости дальнейшей механической обработки и со сниженными энергозатратами на их производство.

Предлагаемый способ изготовления рабочих колес турбомашин и штамп для его осуществления позволяют разработать эффективную технологию, с применением которой возможно производство ряда лопаточных колес, в частности, гребных винтов повышенной прочности из прогрессивных металлов и сплавов, винтов для самолетов винтовентиляторного типа и других подобных изделий.

Рис. 8. Нижняя часть штампа

Преимущество предложенного технического решения позволяет расширить технологические возможности, вести процесс при максимальных энергозатратах и при минимальных затратах времени. Значительно повышается коэффициент использования металла по сравнению с механическими способами обработки и увеличивается прочность изделия в сравнении со сборными и литыми конструкциями; при этом не нарушается волокнистая структура поверхностного слоя диска и лопаток, что гарантирует получение наперед заданной регламентированной структуры материала.

Данный штамп отличается тем, что он установлен на вибрирующем основании с частотой вибрации, модулируемой по основной собственной частоте вибрации консолей закладных элементов матрицы для снижения действия сил трения в пограничном слое при его взаимодействии со стенками этих элементов.

На рис. 8 показана нижняя часть многоразъемного штампа. На рис. 9 показана поковка колеса. Основные конструктивные параметры компрессорных колес, получаемых с помощью данного штампа, приведены в таблице.

Рис. 9. Штампованное колесо с широкохордными лопатками

Конструктивные параметры компрессорных колес

Наименование колеса	Число лопаток	Диаметр по концам лопаток, мм	Относительный диаметр втулки	C_{max}, мм	Хорда лопатки, мм	Шаг между лопатками, градус	Частота вращения, мин$^{-1}$
ДВ-2	15	650	0,36/0,67	7	172 (переменная)	24	1400
США	9	540	0,44	15	152,4	40	1150

Заключение

Разработан технологический процесс изготовления точной заготовки колеса вентилятора авиационного газотурбинного двигателя ДВ2-25. Создана конструкция многоразъемного разборного штампа, защищенная патентом РФ.

Данный способ применяется преимущественно при изготовлении деталей для газотурбинных двигателей, но может использоваться в компрессоростроении или в гидротурбостроении, например при производстве гребных винтов малотоннажных судов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2016693 РФ.** Способ изготовления рабочих колес турбомашин с лопатками сложного аэродинамического профиля и многоразъемный разборный штамп для его осуществления / В.М. Воробьёв и др. Зарег. 30.07.94.

Владимир Михайлович Воробьёв, канд. техн. наук,
avert_msk@mail.ru;
Павел Николаевич Муравьёв, инженер

УДК 621.961:621.979.1.073:669-42

Н.И. Маркин, Э.А. Кравцова, С.А. Москвитин, К.И. Капырин
(Орловский государственный технический университет)

Технологические параметры отрезки коротких точных заготовок в штампах в состоянии всестороннего сжатия

Приведены результаты экспериментальных исследований процесса безотходной отрезки в штампах от пруткового материала коротких заготовок из стали 20. Сделано описание дефектов торца отрезаемых заготовок при различных значениях отношения силы осевого сжатия к силе отрезки. Представлены номограммы для определения размеров дефектов.

The results of experimental studies of waste-free cutting off in dies from the bar material of short blanks from steel 20 are considered. Description of defects of cut blanks end face with different values of the axial compression force to the cutting off force is made. Nomograms for determining of defects size are presented.

Ключевые слова: короткие точные заготовки; отрезка в штампах; всестороннее сжатие; дефекты торца при отрезке от прутка.

Keywords: short exact blanks; cutting off in dies; all-round compression; defects of end face at cutting off from bar.

В различных отраслях промышленности широко применяются полые осесимметричные детали типа "стакан", "гильза", "втулка" и др. При изготовлении таких деталей часто применяются традиционные способы холодной объемной штамповки: прямое или обратное выдавливание, прессование и др.

На заготовительном этапе производства актуальной является проблема получения точных заготовок цилиндрической формы заданной высоты и диаметра, так как при холодной объемной штамповке требования к точности формы и объему заготовок достаточно высоки. Обычно такие заготовки имеют небольшую длину, почти всегда меньше диаметра. Основными способами их получения являются отрезка пилами от прутка, отрезка на токарных станках, вырубка из листа и отрезка пластическим сдвигом в штампах.

Отрезка пилами и на токарных станках отличается невысокой производительностью и наличием отходов материала, поэтому в условиях массового производства такие виды получения заготовок приводят к увеличению издержек.

Вырубка заготовок из листа сопряжена с наличием еще больших отходов металла, так как технология вырубки требует наличия перемычек между вырубаемыми заготовками. Кроме того, даже оптимальное расположение вырубаемых заготовок на листе (шахмат-

ный раскрой) не позволяет задействовать всю его площадь. Практика показывает, что в отход может уходить до 25...30 % металла.

Отрезка в штампах пластическим сдвигом позволяет повысить эффективность заготовительного этапа производства за счет увеличения производительности отрезки и коэффициента использования материала и является оптимальным способом получения точных коротких заготовок цилиндрической формы. В современной технической литературе вопрос выбора технологических параметров, обеспечивающих соответствующее требованиям качество среза, в некоторой степени освещен в работе [1].

В настоящей статье рассмотрены вопросы проектирования технологических процессов отрезки в состоянии всестороннего сжатия в штампах с коромысловой конструкцией упора. Экспериментально было установлено, что наиболее значимое влияние на отрезку в состоянии всестороннего сжатия оказывают такие технологические параметры обработки, как:

– отношение силы осевого сжатия $P_{сж}$ к силе отрезки $P_{отр}$ без упора (степень сжатия):

$$\lambda = P_{сж} / P_{отр};$$

– отношение длины отрезаемой заготовки l к ее диаметру d:

$$\Omega = l/d.$$

Смысловая нагрузка выражения *"сила отрезки без упора"* заключается в том, что значение силы $P_{отр}$ рассчитывается как при выполнении традиционной отрезки в закрытых штампах через произведение предела прочности при растяжении $\sigma_в$ на площадь среза.

Влияние степени сжатия λ и значения Ω больше всего сказывается на непараллельности торцов заготовки и качестве зоны реза. Важное значение также имеет и погрешность диаметра заготовки.

В качестве заготовок для экспериментов использовали цилиндрические прутки диаметром 8 и 10 мм.

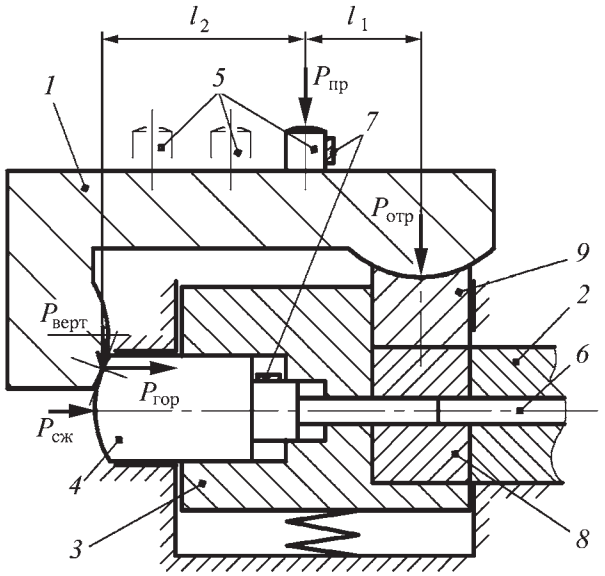


Рис. 1. Схема экспериментальной оснастки

Материал для исследований сталь 20, 25, 30, 35, 40, 45, медь М2. В статье приведены результаты отрезки заготовок из стали 20 диаметром 8 мм.

Схема отрезки представлена на рис. 1. Сила $P_{пр}$ от пресса на штамп передается через хвостовик *5*, который закреплен на коромысле *1*. Коромысло *1* передает силу $P_{отр}$ на ползун *3* с встроенным в него ножом *8* (через пяту *9*) и на упор *4*. Изменяя положение хвостовика *5*, можно менять силу на упоре *4*, который, двигаясь в направляющих ползуна *3*, оказывает давление на торец заготовки (прутка) *6*, тем самым создавая в зоне отрезки состояние всестороннего сжатия. Позиция *2* – неподвижный нож, который закреплен в корпусе штампа.

Подробнее с работой штампа можно ознакомиться в работах [2, 3].

Для регистрации энергосиловых параметров был разработан и изготовлен информационно-измерительный комплекс, работа которого основана на общеизвестных принципах тензометрии. Информацию о возникающих в штампе силах получали с тензодатчиков *7*, наклеенных на боковые поверхности упора *4* и хвостовика *5*. Для усиления сигнала с тензодатчиков был использован усилитель постоянного тока. Усиленный сигнал подавался на плату аналогового ввода, а затем по интерфейсу RS-485 на PC-контроллер. Для отображения и записи сигнала, а также работы с полученными измерениями контроллер подключали к ЭВМ.

К сожалению, конструктивные особенности штампа и, в особенности, сложность характера движения ножа при отрезке (возникновение зазоров, упругая деформация инструмента и заготовки) не позволили применить при измерениях датчик перемещения ножа в заготовке. Это перемещение с достаточно высокой степенью точности оценивалось по фактическим значениям сдвига поэтапно.

Использование измерительного комплекса в совокупности с оценкой перемещения ножа по фактическим значениям сдвига дало возможность получить экспериментальные образцы с запланированной степенью смещения отрезаемой заготовки относительно прутка.

Методика эксперимента заключалась в следующем.

Эксперимент был разделен на две серии опытов. В первой серии были получены заготовки с заданными степенями сдвига отрезаемой заготовки. Исследование полученных образцов позволило установить взаимосвязь характера силы на упоре и дефектов торца при отрезке. Затем выполнили несколько контрольных срезов, по которым определили максимальное значение силы отрезки в момент скола (или иногда окончательного сдвига) заготовки. Контрольные срезы заготовок выполнялись при неизменном положении хвостовика (фиксированное значение коэффициента λ), но с различной длиной отрезки l. Средняя скорость деформирования составляла порядка 20 мм/мин.

Во второй серии опытов отрезку проводили с остановкой процесса. Критерием остановки служило снижение силы реза на 1 кН. При этом заготовку извлека-

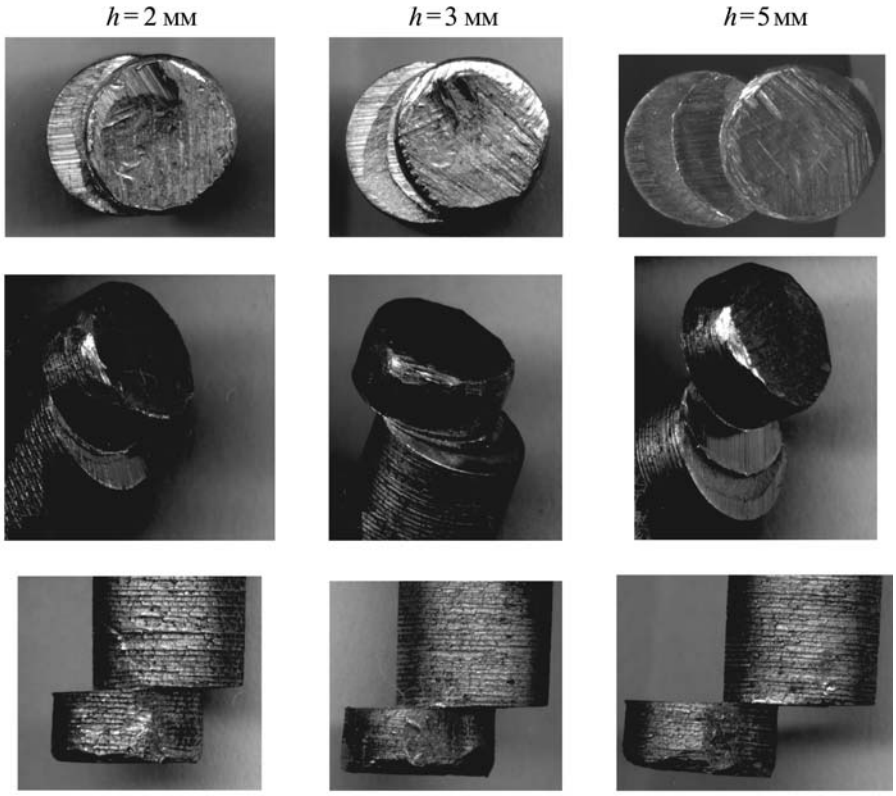


Рис. 2. Образцы с запланированной степенью смещения отрезаемой заготовки от прутка

ли из штампа и производили ее измерение. Таким образом, для каждого значения коэффициентов λ и Ω каждого из экспериментальных материалов получили группу образцов с дифференцированной степенью смещения отрезаемой части (рис. 2).

Результаты экспериментов показали, что для получения качественного среза достаточно силы на упоре, создаваемой при максимальных значениях отношения l_1/l_2 (для данной конструкции штампа около 5). Геометрические параметры l_1 и l_2 – плечи действия силы отрезки $P_{отр}$ на коромысло. Другими словами, качественный срез возможен, когда отрезаемый конец заготовки и плоскость отрезки пребывают в пластическом состоянии, при этом механизм отрезки отличен от классического пластического сдвига по С.С. Соловцову [1]. Классический пластический сдвиг происходит при отрезке с силами подпора, не переводящими отрезаемую часть в пластическое состояние. При этом скол неизбежен, а процесс отрезки (классический) пластическим сдвигом можно считать условным.

К заготовкам, предназначенным для холодного выдавливания в закрытых штампах без компенсаторов, предъявляют повышенные требования в отношении точности объема, отклонение которого должно быть не более ±1 %. Неправильная геометрическая форма заготовки может вызвать неравномерное нагружение рабочих частей штампа и привести к преждевременному износу матрицы и поломке пуансона.

Особенно опасна большая косина торцов. Поэтому одной из задач экспериментального исследования стало определение зависимости геометрических параметров отрезанных заготовок от силы осевого сжатия с выработкой рекомендаций по выбору технологических режимов, обеспечивающих достижение высокой степени точности отрезки (параллельности торцов) при минимальных энергетических затратах на сжатие.

Для характеристики геометрических дефектов заготовок были приняты угол взаимного расположения торцов заготовки α_1 и угол параллельности двух касательных к образующей поверхности цилиндра в плоскости продольного сечения – угол α_2. Угол α_2 характеризует боковое смятие при отрезке и может рассматриваться как неперпендикулярность боковой поверхности торцам заготовки или как искривление ее оси.

На рис. 3 представлены фотографии отрезанных заготовок из стали 20, на которых обозначены непараллельность торцов α_1 и искривление заготовки по оси α_2 с указанием их абсолютных размеров, характерных для большинства экспериментов. На рис. 3, *а*, *б* приведены образцы с длиной *l*, равной их диаметру $l/d = 1$. Первый отрезан при отсутствии осе-

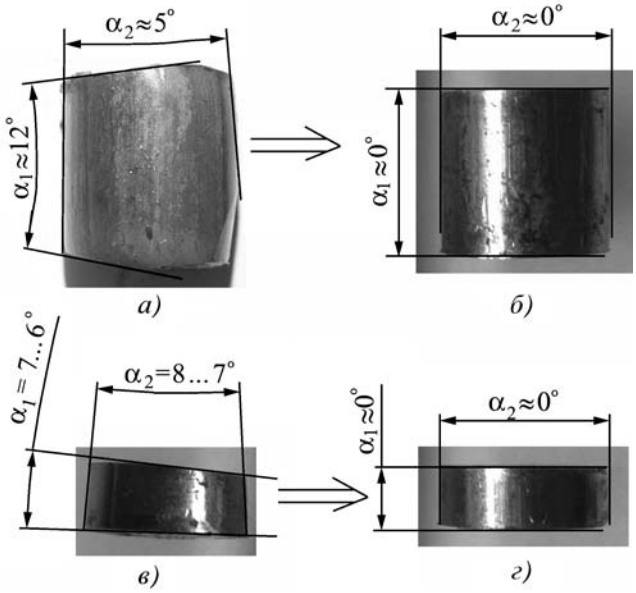


Рис. 3. Дефекты формы заготовок:
а – $\lambda = 0{,}3$, $l/d = 1$; *б* – $\lambda = 2$, $l/d = 1$; *в* – $\lambda = 0{,}3$, $l/d = 0{,}3$; *г* – $\lambda = 2$, $l/d = 0{,}3$

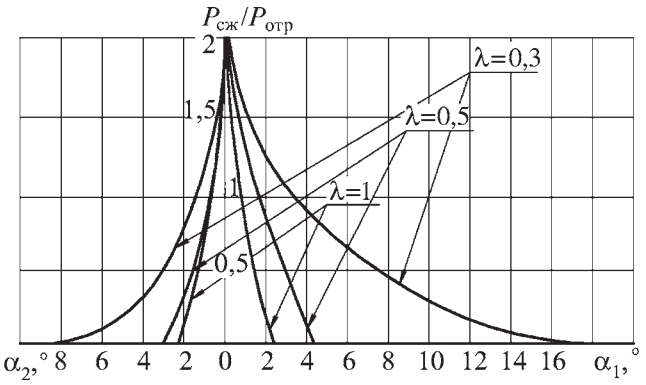


Рис. 4. Номограмма для определения зависимости углов α_1 и α_2 от степени сжатия λ при отрезке заготовок диаметром 8 мм из стали 20

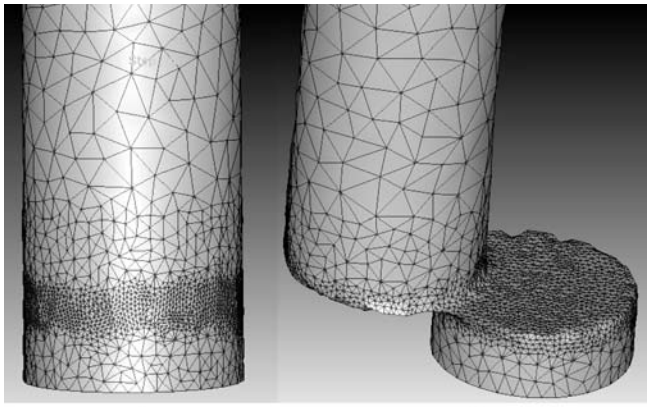
вого сжатия (λ = 0,3), второй – при наличии максимального для данных условий эксперимента осевого сжатия (λ = 2). На рис. 3, *в*, *г* показаны заготовки с соотношением l/d = 0,3, полученные при минимальном (λ = 0,3) и максимальном (λ = 2) значении осевого сжатия, создаваемого при проведении экспериментов.

По результатам проведенных исследований были построены зависимости углов α_1 и α_2 от степени сжатия при отрезке заготовок из стали 20 (рис. 4). Задаваясь одним из углов (технологически более верно α_2) и отношением l/d, определяем значение второго угла и отношение $P_{сж}/P_{отр}$, которое необходимо обеспечить для получения качественного среза. Зная значение $P_{отр}$, можно легко рассчитать потребную силу сжатия $P_{сж}$. Аналогичные данные были получены после обработки результатов отрезки заготовок из сталей 25, 30, 35, 40, 45 и меди М2 [4].

Для расширения номенклатуры заготовок и получения зависимостей углов α_1 и α_2 при изменении степени сжатия λ для заготовок других диаметров из различных сталей была разработана модель отрезки. Для моделирования был выбран пакет DEFORM-3D и изотропная упругопластическая модель с упрочнением при неизменных упругих свойствах и малых упругих деформациях. Для получения точного результата использовали сетку с дифференцированной вдоль оси густотой элементов, количество которых принято максимально возможным (рис. 5). Скорость расчета при этом существенно не увеличилась. Для выполнения условия сходимости размер конечного элемента подобрали так, чтобы он был в 2 раза меньше зазора между ножами.

Примеры моделирования отрезки с измерением углов приведены на рис. 6.

Полученные для стали 20 результаты расчета подтвердились результатами экспериментов, показав, таким образом, адекватность математической модели. По результатам моделирования были построены зависимости углов α_1 и α_2 от степени сжатия λ широкой номенклатуры диаметров заготовок – d = 6...30 мм



а) *б)*

Рис. 5. Численное моделирование отрезки в DEFORM-3D:
а – исходная модель; *б* – сдвиг

включительно. С результатами расчетов можно ознакомиться в работе [4].

При решении производственных задач технологам часто приходится сталкиваться с проблемой несоответствия диаметров прутков, взятых из различных партий. Это несоответствие выражается в различии

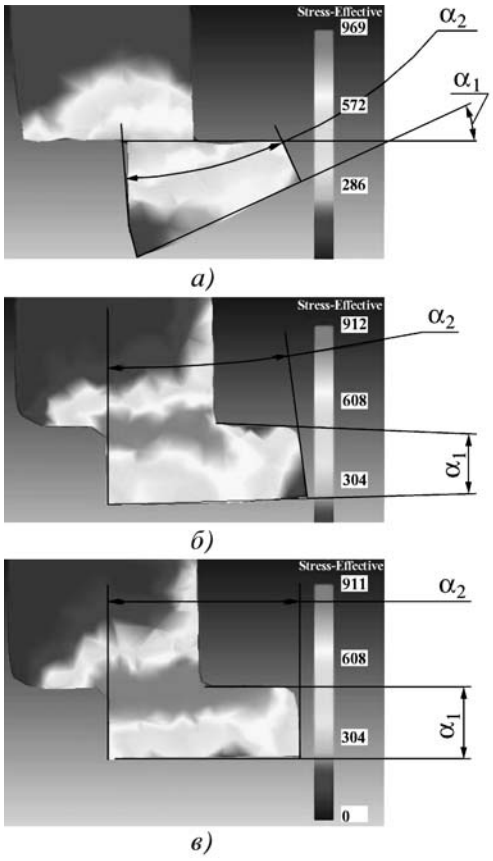


Рис. 6. Пример моделирования отрезки в DEFORM-3D (сталь 20):
а – отрезка без сжатия; *б* – сжатие при λ = 0,8; *в* – сжатие при λ = 1,5

допусков на диаметр. Если верхний допуск окажется таким, что диаметр прутка будет больше диаметра матрицы (ножи поз. *2* и *8*, см. рис. 1), то отрезка в закрытом штампе будет неосуществима.

Обратный случай – диаметр прутка меньше диаметра матрицы на величину нижнего допуска. В этом случае характер пластического течения металла в зоне деформации будет отличаться от рассмотренного выше случая, принимаемого нами как идеальный вариант отрезки с допущением, что различие диаметров прутка и отверстия матрицы находится в пределах нескольких сотых долей миллиметра (диаметры условно равны).

Для выяснения влияния погрешности диаметра прутка на силовые параметры процесса и характер пластического течения металла при отрезке в штампе с осевым сжатием проведена серия опытов на заготовках диаметром 7,5...8 мм из стали 45.

Было установлено, что при диаметре заготовки меньше диаметра ножа сила сжатия при одинаковой позиции хвостовика может различаться в несколько раз. Так, при $\lambda = 2$ и $l_1/l_2 = 4{,}7$ (благоприятные условия для пластического сдвига), для заготовок диаметром 7,7 и 8 мм сила сжатия достигала ~28 кН и ~40 кН соответственно. Экспериментальная зависимость представлена на рис. 7.

При наличии радиального зазора состояния всестороннего сжатия сначала не возникает, хотя напряжения в заготовке и достигают значения $\sigma_{0,2}$. Напряжения возрастают по закону кривой упрочнения, что характерно для заготовки любой разумной длины. По мере пластической деформации заготовки от действия упора происходит ее утолщение до размера матрицы ножа. Далее весь объем металла переходит в состояние всестороннего сжатия, становится текучим, и возникает сдвиг по плоскости среза. Затем область сдвига начинает существенно упрочняться и может произойти скол заготовки, остальной объем упрочняется в гораздо меньшей степени.

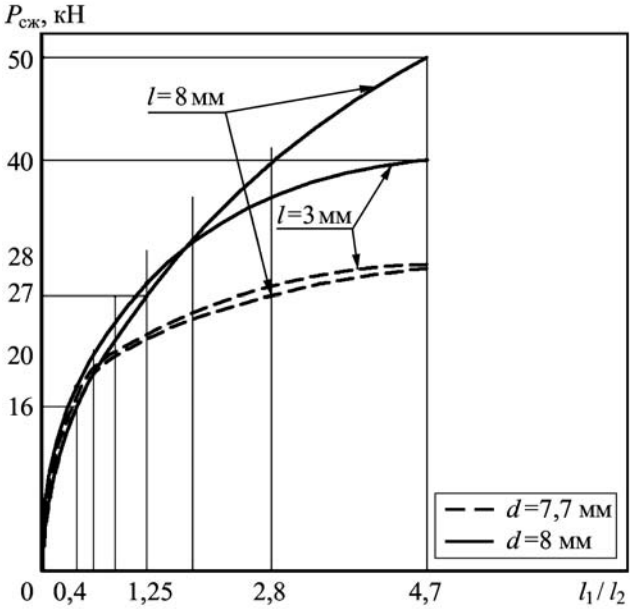


Рис. 7. Зависимость силы сжатия $P_{сж}$ от погрешности диаметра прутка

Таким образом, можно заключить следующее. При отрезке заготовок от прутков диаметром меньше диаметра матрицы на величину нижнего допуска, часть ресурса пластичности расходуется "впустую" на заполнение свободного объема, благоприятные условия отрезки возникают с запозданием, а при недостатке пластичности (большинство сталей) может произойти скол заготовки.

При отсутствии радиального зазора (идеальный вариант) состояние всестороннего сжатия возникает практически сразу, напряжения возрастают прямо пропорционально силе упора и зависят от длины заготовки l, так как распределение напряжений по ее длине неравномерно и уменьшается в областях, удаленных от упора (см. рис. 4). Ресурс пластичности сохраняется вплоть до окончательного разделения материала пластическим сдвигом.

Выводы

1. Чем выше значение λ, тем меньше угол взаимного наклона торцов заготовки α_1 и угол параллельности двух касательных к поверхности цилиндра заготовки в плоскости продольного сечения α_2, характеризующие точность геометрической формы при отрезке.

2. Предельное значение степени сжатия, при котором достигается наибольшая степень точности заготовок, равно $\lambda = 2$.

3. Влияние погрешности диаметра прутка на точность геометрической формы становится заметным уже при диаметрах, на 3...5 % меньших номинального. Для достижения качественного среза требуется повышение силы сжатия.

4. Целесообразно рекомендовать использовать для отрезки в штампах данной конструкции, калиброванные горячекатаные прутки или холоднокатаные повышенной точности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соловцов С.С.** Безотходная разрезка сортового проката в штампах. М.: Машиностроение, 1985. 176 с.

2. **А. с. 1719164 СССР.** Штамп для резки пруткового материала / В.А. Голенков, С.Ю. Радченко, Ю.П. Лукъянчиков (СССР). Опубл. 15.03.92, Бюл. № 10. 3 с.

3. **Маркин Н.И., Радченко С.Ю., Филина А.В.** Исследование процесса отрезки точных коротких заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2003. № 3. Исследование процесса отрезки точных коротких заготовок. С. 45–48.

4. **Маркин Н.И.** Отрезка коротких точных заготовок в штампах с осевым сжатием: дис. ... канд. техн. наук. Орел: Орлов. гос. техн. ун-т, 2008. 110 с.

Николай Иванович Маркин, канд. техн. наук;
Эльвира Алексеевна Кравцова, старший преподаватель кафедры;
Сергей Александрович Москвитин, канд. техн. наук;
Константин Игоревич Капырин, канд. техн. наук,
kostya2257@inbox.ru

УДК 621.771.63-417.2

И.Е. Семёнов, С.Н. Рыженко, С.В. Поворов *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Моделирование процессов последовательной формовки продольных каналов в листе на стане с эластичным и жестким инструментом*

Рассмотрены новый способ формовки каналов в листовой заготовке, позволяющий получать плоские панели для теплообменных аппаратов, а также математическая модель, с помощью которой можно прогнозировать поведение заготовки. Приведены результаты расчетов по этой модели.

New method of channels forming in the sheet blank allowing to receive flat panels for heat-exchange apparatuses and the mathematical model, which can be used to predict the behavior of blank. The results of calculations on this model are resulted.

Ключевые слова: формовка; теплообменные аппараты; математическая модель; эластичный инструмент; многовалковый стан.

Keywords: forming; heat-exchange apparatuses; mathematical model; elastic tool; multiroll mill.

В последние годы в теплоэнергетике широкое применение находят теплообменные аппараты, в которых процесс передачи тепла осуществляется через тонкую гофрированную стенку. Детали таких теплообменников получают листовой штамповкой, однако из-за больших габаритных размеров теплообменных панелей и развитого рельефа требуются прессы с большой силой (до 4 МН) и дорогостоящая оснастка к ним.

Панели с продольными каналами можно также изготовлять на профилегибочных станах, последовательно формируя каналы по ширине заготовки, но из-за большого числа каналов и технологических ограничений процесса гибки на подобном оборудовании (один канал полностью формируется за несколько проходов) требуется стан, в котором число клетей будет очень большим. Так же плоские элементы панелей, имеющих продольные каналы, могут быть получены на стане локальной формовки, разработанном в МГТУ им. Н.Э. Баумана и внедренном в производство в ЦАГИ им. Н.Е. Жуковского [1].

Формовка всех каналов на данном стане происходит за один проход при перемещении стола с профилированной матрицей и заготовкой под валком с эластичным покрытием при предварительном прижиме валка к заготовке. Стоимость стана локальной гибки формовки сравнима со стоимостью профилегибочного стана, однако на нем нельзя осуществить непрерывный процесс формовки.

Непрерывную формовку можно осуществить, если вместо подвижного стола применить вращающийся профилированный валок, как в клети профилегибочного стана. При этом формовка всех каналов по ширине заготовки будет осуществляться одновременно только в результате утонения заготовки и ширина получаемой детали будет равна ширине заготовки. В зависимости от глубины формовки может потребоваться несколько клетей для постепенного увеличения глубины каналов.

Реализация процесса формовки продольных каналов на профилегибочном стане позволит значительно сократить необходимое число клетей и уменьшить длину линии по сравнению с традиционным процессом профилирования на таком стане, а также увеличить производительность по сравнению со станом локальной формовки и позволит получать детали любой длины.

Профилегибочные линии широко распространены и имеют сравнительно простую конструкцию и невысокую стоимость. Таким образом, реализация процесса формовки продольных каналов на профилегибочном стане является перспективной.

Процессы гибки и формовки тонколистовой заготовки на валковых машинах рассмотрены в работе [2]. На рис. 1 приведена схема процесса гибки-формовки тонколистовой заготовки на двухвалковой машине с эластичным покрытием одного из валков [2]. В данной схеме нижний валок является приводным, верхний валок с эластичной оболочкой – холостой. Формообразование заготовки происходит при прохождении ее между нижним фасонным валком и эластичной оболочкой верхнего валка при предварительном прижиме верхнего валка к заготовке. Особенностью данного процесса является то, что изначально прямая листовая заготовка изгибается, принимая форму

* Госбюджетная тема, выполняемая по заданию Рособразования по аналитической ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)", "Разработка теории непрерывной знакопеременной формовки и схем оборудования для получения новым методом элементов плоских теплообменников".

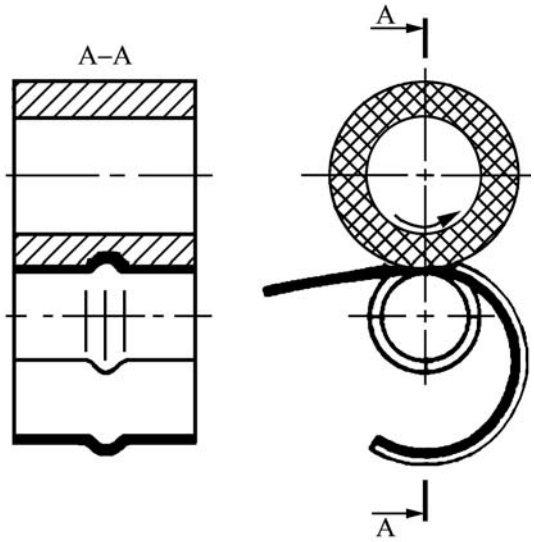


Рис. 1. Гибка-формовка листовой заготовки на валках с эластичным покрытием

цилиндрической обечайки, на поверхности которой образован канал.

Радиус изгиба заготовки зависит от следующих параметров: геометрические размеры инструмента и заготовки, механические свойства эластомера и прижим эластичной оболочки к заготовке. Изменяя значения этих параметров, можно управлять размерами получаемой детали. Например, увеличение диаметра нижнего валка и уменьшение прижима эластичной оболочки к заготовке приведет к увеличению радиуса получаемой детали.

Для изготовления плоских панелей с продольными каналами предлагается процесс формовки в двух последовательных калибрах (рис. 2). В данной схеме нижние валки обоих калибров являются приводными, верхние – холостыми. Верхний валок первого калибра имеет эластичную оболочку, поджатую с торцов металлическими шайбами. Оба валка второго калибра жесткие. Профили нижних валков первого и второго калибров совпадают. На поверхности верхнего валка второй клети имеются выступы радиусом 1,5 мм и высотой 2 мм. Благодаря применению двух последовательно расположенных калибров становится возможным регулировать натяжение листа между проходами.

Величина растягивающих напряжений в заготовке между калибрами является еще одним параметром, влияющим на радиус изгиба заготовки. Нижние валки обеих клетей имеют общий привод с передаточным отношением, равным единице. Растяжение полосы между клетями достигается увеличением диаметра приводного валка второй клети на 2...3 % относительно валка первой клети. Таким образом, линейная скорость во второй клети будет выше, чем в первой, и силы трения будут создавать растягивающие напряжения, при этом будет небольшое проскальзывание заготовки относительно приводного валка.

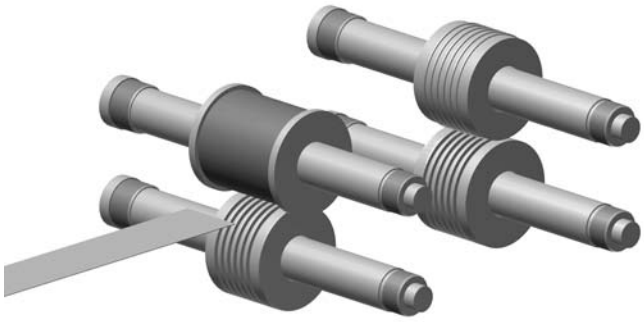


Рис. 2. Схема последовательной формовки каналов в двух калибрах

Процесс деформирования заготовки происходит следующим образом. В начальный момент времени валки обеих клетей разведены на величину, равную толщине заготовки (0,8 мм), край заготовки заправлен в первую клеть. Из этого положения верхний валок первой клети начинает опускаться на 4,5 мм, прижимая заготовку к профилированному валу и деформируя ее. После чего нижние валки обеих клетей приводятся в движение с заданной угловой скоростью, которая соответствует скорости прокатки 5 м/мин. При этом передний край заготовки удерживается от вертикального перемещения. После того как передний край заготовки заходит во вторую клеть, верхний валок последней опускается на 2 мм, увеличивая глубину канала и обеспечивая необходимый прижим заготовки к приводному валку для создания в заготовке растягивающих напряжений.

Применение эластичного инструмента в первой клети необходимо для создания в заготовке относительно небольшой предварительной деформации, благодаря которой увеличивается предельно допустимая деформация, получаемая заготовкой в следующей клети [3]. В жестких валках второй клети происходит окончательное формирование каналов.

Для определения напряженно-деформированного состояния заготовки и эластичного инструмента, а также для определения энергосиловых параметров процесса разработана математическая модель с использованием специализированного программного комплекса Ansys/Ls-Dyna. Данный программный комплекс позволяет решать динамические задачи деформирования твердых тел методом конечных элементов с учетом нелинейных свойств материалов и контактным взаимодействием тел.

Так как все каналы формуются одновременно, то напряженно-деформированное состояние всех каналов, за исключением крайних правого и левого, будет одинаковым независимо от числа каналов. Каждый канал имеет плоскость симметрии, расположенную перпендикулярно оси валка и проходящую через вершину канала. Принимая указанные выше допущения, становится возможным рассматривать при моделировании не всю заготовку, а только ту ее часть, в которой

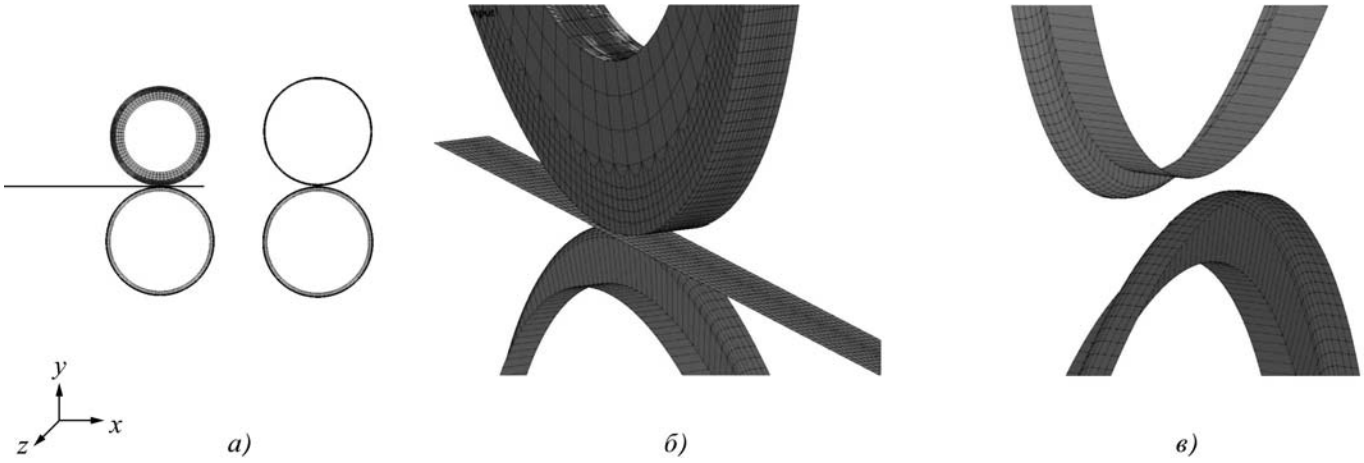


Рис. 3. Расчетная сетка:
а – общий вид; *б* – первый калибр; *в* – второй калибр

будет отформована только половина (по ширине) одного канала. Благодаря этому значительно сокращается размерность задачи, т.е. количество ячеек и узловых точек расчетной сетки и, следовательно, уменьшается время ее решения на ЭВМ.

Для сокращения размерности задачи принято, что верхний валок первой клети и профилированные валки являются абсолютно жесткими телами, поэтому в модели отражена только их рабочая поверхность. Вид расчетной сетки, построенной с учетом принятых допущений, представлен на рис. 3.

Поведение полиуретановой оболочки описывается энергетической моделью Муни-Ривлина [4], для которой заданы следующие параметры: константы двухпараметрической модели Муни-Ривлина C_{10} = 0,83; C_{01} = 2,5; плотность ρ = 3000 кг/м^3 и коэффициент Пуассона ν = 0,49. Листовая заготовка толщиной 0,8 мм из алюминия АД1 имеет следующие механические

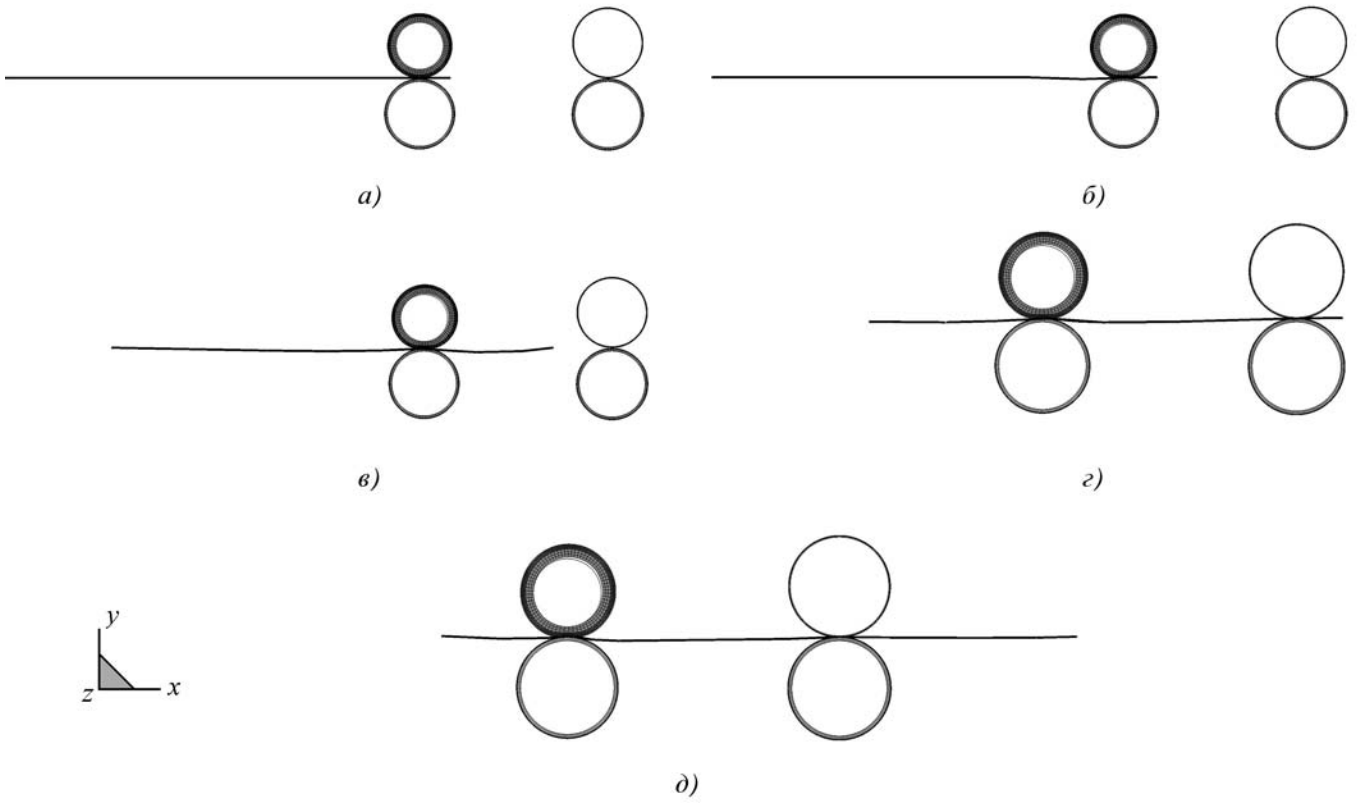


Рис. 4. Общий вид деформированной сетки в различные моменты времени:
а – 0 с; *б* – 0,08 с; *в* – 2,09 с; *г* – 3,95 с; *д* – 6,67 с

свойства: предел текучести $\sigma_т = 45$ МПа; модуль упругости первого рода $E = 1{,}0 \cdot 10^5$ МПа; модуль упрочнения $E_у = 110$ МПа; коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}3$; плотность $\rho = 2710$ кг/м^3 [4].

При описании контакта приняты следующие коэффициенты трения: между профилированными валками и заготовкой $\mu = 0{,}1$; между заготовкой и эластомером $\mu = 0{,}14$; между эластомером и жестким валом $\mu = 0{,}14$.

На рис. 4 приведена деформированная расчетная сетка в различные моменты времени, полученная в результате решения. Моменту времени $t = 0$ с соответствует начальное недеформированное состояние; $t = 0{,}08$ с – верхний валок первой клети закончил вертикальное перемещение и приводные валки обеих клетей приводятся в движение; $t = 2{,}09$ с – промежуточное состояние; $t = 3{,}95$ с – захват заготовки валками второй клети; $t = 6{,}67$ с – выход отформованной заготовки из второй клети.

На рис. 5 (см. обложку) представлены характеристики напряженно-деформированного состояния заготовки при ее деформировании в первой и второй клети. Из рис. 5 видно, что максимальные эквивалентные напряжения по критерию Мизеса составляют около 70 МПа.

Характерной особенностью деформирования листовой заготовки в данном процессе является наличие двух зон с максимальными деформациями (см. рис. 5, *в*), которые располагаются вдоль заготовки. Первая из них расположена в месте скругления выступа профилированного валка, вторая – по центру формуемого канала. Максимальные эквивалентные деформации в этих зонах имеют значения 6 и 3,8 % в первой клети и 40 и 20 % во второй клети.

Толщины деформируемого листа в этих же зонах составляют: 0,75 и 0,77 мм – в первой клети и 0,56 и 0,61 мм – во второй клети (см. рис. 5, *г*).

По значениям полей перемещений (см. рис. 5, *а*) можно судить о глубине получаемых каналов. Так, глубина канала формируемого в первой клети составляет 0,8 мм, во второй клети глубина канала увеличивается до 2 мм.

Таким образом, результаты решения разработанной модели показывают, что на многовалковых машинах с эластичным покрытием валков возможно получение плоских панелей с продольными каналами, изготовляемых ранее на стане локальной формовки [1], и при этом увеличение производительности, сделав процесс формовки непрерывным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семёнов И.Е.** Современное оборудование для деформирования тонколистового металла эластичным рабочим инструментом // 50 лет кафедре оборудования и технологии прокатки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. С. 35–44.

2. **Закиров И.М., Лысов М.И.** Гибка на валках с эластичным покрытием. М.: Машиностроение, 1985.

3. **Феофанова А.Е.** Напряженное состояние листовых заготовок при совмещении формовки элементов с их одноосным растяжением // Вестник машиностроения. 2002. № 5. С. 67–69.

4. **Бухина М.Ф.** Техническая физика эластомеров. М.: Химия, 1984.

Иван Евгеньевич Семёнов, д-р техн. наук;
Сергей Николаевич Рыженко, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Поворов, аспирант,
avt76@yandex.ru

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ОБЪЕМНЫХ ГИДРОПРИВОДОВ

(Библиотека конструктора).

М.Е. Гойдо

300 с. ISBN 978-5-94275-427-3

Цена 440 р.

Приведены классификация объемных гидроприводов; правила выполнения их схем; математическое описание процессов, происходящих при работе гидроприводов; типовые схемные решения, используемые при проектировании объемных гидроприводов; выбор параметров и исследование характеристики работы объемных гидроприводов различного назначения и исполнения при разных условиях нагружения; применение САПР при проектировании гидроприводов.

Для инженеров-конструкторов, изготовителей, а также обслуживающего персонала гидрооборудования, может быть полезна преподавателям и студентам вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 669

В.А. Дёмин, А.Л. Бужилов *(Московский государственный индустриальный университет)*

Исследование процесса раздачи трубных заготовок коническим пуансоном с цилиндрическим уступом для получения деталей сложной формы

Исследован процесс раздачи трубных заготовок коническим пуансоном с цилиндрическим уступом для получения деталей сложной формы. Эксперименты проведены с использованием методов факторного планирования. Разработана математическая модель процесса раздачи для получения деталей сложной формы в программном комплексе PAM-STAMP 2G. Установлены основные факторы, влияющие на формоизменения, и интервалы, при которых возможно получать детали без признаков потери устойчивости.

The expansion of pipe billets by conical punch with cylindrical ledge for parts of complex shape is studied. Experiments by methods of factorial planning are performed. Mathematical model of the expansion for parts of complex shape in the software complex PAM-STAMP 2G. The basic factors influencing on forming and intervals at which it is possible to obtain details without signs of stability loss are determined.

Ключевые слова: раздача; коническая форма; трубная заготовка с фланцем; факторное планирование.

Keywords: expansion; conical shape; pipe billet with flange; factorial planning.

Листовая штамповка является высокопроизводительным методом изготовления заготовок, деталей машин и приборов, отличается высоким качеством и стабильностью свойств изготовляемых деталей и широко используется в машиностроении.

Важное место среди операций листовой штамповки занимает раздача. Операция раздачи предназначена для увеличения диаметра краевой части трубной заготовки [1, 2].

Штамповку деталей сложной формы из трубной заготовки раздачей недостаточно широко применяют в промышленности из-за слабой проработки особенностей технологического процесса раздачи и отсутствия методик проектирования. Недостаточно решены вопросы теории формообразования деталей сложной формы жестким коническим пуансоном с цилиндрическим уступом, где конический участок через тороидальные участки выходит в цилиндрический участок большего диаметра (рис. 1, *а*), либо через тороидальный участок в кольцевой участок (рис. 1, *б*).

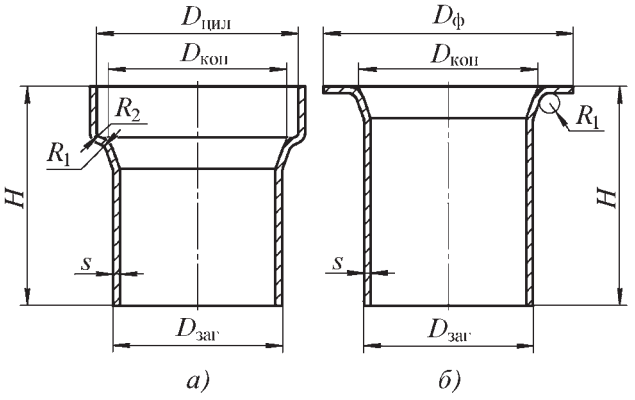


Рис. 1. Детали сложной формы, полученные из трубной заготовки:
а – деталь с выходом в цилиндрическую часть; *б* – деталь с выходом в кольцевую часть (во фланец)

Для исследования процесса раздачи трубных заготовок коническим пуансоном с цилиндрическим уступом (рис. 2) разработана методика экспериментального исследования, включающая методику физического и математического моделирования процесса.

Для проведения экспериментов по раздаче трубных заготовок использовали метод факторного планирования эксперимента. Варьирование факторов проводили согласно таблице.

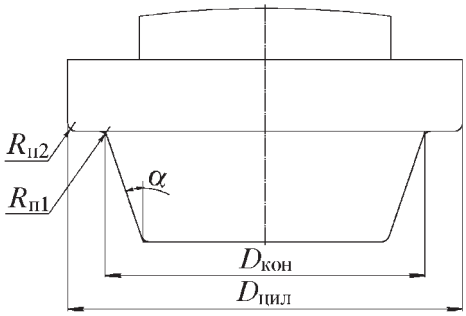


Рис. 2. Конический пуансон с цилиндрическим уступом для раздачи трубных заготовок

Факторы эксперимента по проведению раздачи трубной заготовки и интервалы их варьирования

Фактор	Обозначение X_i	Натуральное значение X_i	Кодированное значение F_i
Относительная толщина трубной заготовки $s' = s/D_{заг}$	X_1	0,02 0,03 0,04	0 1 2
Угол конусности пуансона α	X_2	10 20 30	0 1 2
Внутренний относительный радиус скругления пуансона $R'_{п1} = R_{п1}/s$	X_3	2,5 3 3,5	0 1 2
Внешний относительный радиус скругления пуансона $R'_{п2} = R_{п2}/s$	X_4	1,5 2 2,5	0 1 2
Коэффициент раздачи конической части $K_{р.кон} = D_{кон}/D_{заг}$	X_5	1,05 1,15 1,25	0 1 2
Коэффициент раздачи цилиндрической части $K_{р.цил} = D_{цил}/D_{заг}$	X_6	1,3 1,35 1,4	0 1 2
Коэффициент трения μ	X_7	0,12 0,07 0,2	0 1 2

Математическое моделирование процесса выполнено в программном комплексе PAM-STAMP 2G [3].

Исходными данными для моделирования являются: трехмерные геометрические модели инструмента, технологические параметры процесса (скорость движения инструмента, коэффициент трения), материал заготовки.

Для создания реологической модели материала проведены испытания листовых образцов на растяжение до разрыва. Образцы изготовлены из трубной отожженной заготовки из стали 20.

Результаты математического моделирования (рис. 3, 4, см. обложку) позволили установить предельные значения формоизменения заготовки в процессе раздачи, определить и проанализировать напряженно-деформированное состояние и силовые характеристики процесса, которые были подтверждены физическим экспериментом.

Физическое моделирование процесса раздачи выполнено в штампе (рис. 5) на испытательной машине УИМ-100 (универсальная испытательная машина номинальной силой 1 МН). Для раздачи были выбраны холоднодеформированные трубные заготовки по ГОСТ 8734–75 из конструкционной стали 20 в отожженном состоянии.

Разделим детали, полученные при физическом и математическом моделировании, на две основные группы:

1. Детали, где недеформированная цилиндрическая часть переходит в конический участок, затем через тороидальные участки выходит в цилиндрический участок большего диаметра:

1.1. Детали, полученные без применения межоперационного отжига (рис. 6, см. обложку);

1.2. Детали, полученные с применением межоперационного отжига (рис. 7, см. обложку);

2. Детали, где недеформированная цилиндрическая часть переходит в конический участок, затем че-

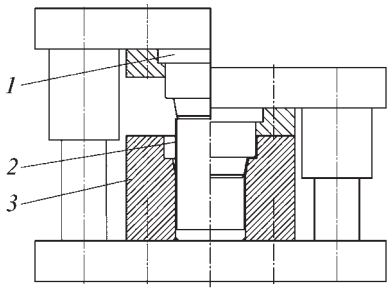


Рис. 5. Схема штампа для раздачи трубных заготовок:
1 – пуансон; *2* – трубная заготовка; *3* – матрица

рез тороидальный участок переходит в кольцевой (рис. 8).

При потере устойчивости детали в процессе раздачи (см. рис. 7, *а*) применяли отжиг и доштамповывали заготовку (см. рис. 7, *в*) на том же инструменте. Межоперационный отжиг целесообразно применять до момента потери устойчивости (см. рис. 7, *б*).

Выводы

1. Разработана математическая модель процесса раздачи трубных заготовок жестким коническим пуансоном с цилиндрическим уступом для получения деталей сложной формы в программном комплексе PAM-STAMP 2G, показывающая высокую сходимость (около 10 %) результатам физического моделирования.

2. Установлены интервалы в исследуемом диапазоне изменения факторов, при которых возможно получать детали без признаков потери устойчивости.

2.1. С применением межоперационного отжига можно получать детали в следующем диапазоне соотношений размеров:

s'	α, °	$R'_{п1}$	$R'_{п2}$	$K_{р.кон}$	$K_{р.цил}$
0,02	10...30	≥3	1,5...2,5	1,05...1,25	≥1,3
0,03					1,3...1,4

2.2. В исследуемых интервалах изменения факторов: $s' = 0{,}02...0{,}04$; $\alpha = 10...30°$; $R'_{п1} = 2{,}5...3{,}5$; $R'_{п2} = 1{,}5...2{,}5$; $K_{р.кон} = 1{,}05...1{,}25$; $K_{р.цил} = 1{,}3...1{,}4$ потеря устойчивости в виде образования трещины либо шейки на кромке отштампованной заготовки не происходила.

3. Установлены следующие основные факторы, влияющие на форму детали в процессе раздачи: $K_{р.кон}$, $K_{р.цил}$ – коэффициенты раздачи конической и цилиндрической части соответственно. При $K_{р.цил} - K_{р.кон} \geq 0{,}15$ возможно получать детали с выходом из конической части в кольцевую, а при $K_{р.цил} - K_{р.кон} \leq 0{,}15$ – детали с выходом в цилиндрическую часть большего диаметра.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аверкиев Ю.А., Аверкиев А.Ю.** Технология холодной штамповки: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

2. **Попов Е.А., Ковалёв В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.

3. **PAM-STAMP** 2G-2005 Users Guide. 2005. 430 с.

Виктор Алексеевич Дёмин, д-р техн. наук;
Александр Леонидович Бужилов, аспирант,
bugilov@mail.ru

Ï àì ÿòè Âàëåí òèí û Àí äðååâí û ÊÐÎ ÕÀ (1932–2009 ãã)

28 î êòÿáðÿ 2009 ã óø ëà èç æèçí è àêòèâëà èê Àêòèâëà èè ï ðî áëåì êà÷åñòâà ÐÔ, ï î ÷åòí û é àêòèâëà èêÌ åæäóí àðî äí î é àêòèâëà èè èí ô î ðì àòèçàöèè, ä-ð òåõí . í àóê, ï ðî ô åññî ð Âàëåí òèí à Àí äðåâí à Êðî õà.

Â.À. Êðî õà ï î ñëå î êî í ÷àí èÿ ì åòàëëóðãè÷åñêî ãî ô àêóëüòåòà Êèåâñêî ãî ï î ëèòåõí è÷åñêî ãî èí ñòèòóòà â 1955 ã áûëà í àï ðàâëåí à â ã Âî ðî í åæ â Ýêñï åðèì åí òàëüí û é í àó÷í î -èññëåäî âàòåëüñêèé èí ñòèòóò êóçí å÷í î -ï ðåññî âî ãî ì àø èí î ñòðî åí èÿ (ÝÍ ÈÊÌ ÀØ), ãäå ï ðî ø ëà ï óòü î ò èí æåí åðà äî çàâåäóþ ù åãî ëàáî ðàòî ðèåé ï ðî ãðåññèâí î é î áðàáî òêè ì åòàëëî â äàâëåí èåì .

Â 1964 ã Â.À. Êðî õà çàù èòèëà êàí äèäàòñêóþ äèññåðòàöèþ, à ñ 1969 ã í à÷àëà ðàáî òàòü â Âî ðî í åæñêî é ãî ñóäàðñòâåí í î é êåñî òåõí è÷åñêî é âêàäåì èè (ÂÊÃÀÒÀ), ãäå ï ðî ø ëà ï óòü î äî óéí òà äî çàâåäóþ ù åãî êàô åäðî é "Òåõí î ëî ãèÿ êî í ñòðóêöèî í í ûõ ì àòåðèàëî â". Â 1985 ã Â.À. Êðî õà çàù èòèëà äî êòî ðñêóþ äèññåðòàöèþ, â 1989 ã åé áû ëî ï ðèñâî åí î ó÷åí î å çâàí èå ï ðî ô åññî ðà.

Â.À. Êðî õà ñî çäàëà í î âî å í àó÷í î å í àï ðàâëåí èå – âëèÿí èå õî ëî äí î é ï ëàñòè÷åñêî é î áðàáî òêè ø èðî êî ãî êóõà ì àòàëëî â í à èõ àáðàçêâí óþ èçí î ñî ñòî éêî ñòü. Ðåçóëüòàòû åå èññëåäî âàí èé èçåññóí û í å ôî ëüêî â Ðî ññèè, í î è çà ðóáåæî ì è èì åþò áî ëüø î å ï ðàêòè÷åñêî å ï ðèì åí åí èå. Î í à àâôî ð áî ëåå 230 ðàáî ò, â ôî ì ÷èñëå äóó ì î í í ãðàô èé, ñî âàòî ð âóõ ñî ðàâî ÷í êî â ï î ôî ëî äí é î áúåì í î é ø òàì ï î âêå, ñòàí äàðòà ï î èñî ûòàí èþ ì åòàëëî â í à ñæàòèå (ÃÎ ÑÒ 25.503–80), ì åæäóí àðî äí î ãî ñòàí äàðòà ÃÎ ÑÒ 25.503–97.

Â.À. Êðî õà ÿâëÿëàñü ÷ëåí î ì äèññåðòàöèî í í ûõ ñî âåòî â ï î ï ðèñóæäåí èþ ó÷åí î é ñòåï åí è äî êòî ðà òåõí è÷åñêêõ í àóê â ÂÊÃÀÒÀ è Äí î ñêî ì ãî ñóäàðñòâåí í î ì òåõí è÷åñêî ì óí èâåðñèòåòå, ðàáî òàëà ÷ëåí î ì í àó÷í î -òåõí è÷åñêî ãî ñî âåòà Ì èí èñòåðñòâà ñòàí êî ñòðî èòåëüí î é è èí ñòðóì åí òàëüí î é ï ðî ì ûø ëåí í î ñòè, âû ï î ëí ÿëà î áýçàí í î ñòè ÷ëåí à í àó÷í î -ì åòî äè÷åñêî ãî ñî âåòà ï î òðèáî ëî ãèè Ì èí èñòåðñòâà î áù åãî è ï ðî ô åññèî í àëüí î ãî î áðàçî âàí èÿ ÐÔ.

Â.À. Êðî õà âñåãäà î òëè÷àëà òðóäî ëþ áèå, ï î ðÿäî ÷í î ñòü, äî áðî æåëàòåëüí î ñòü è ÷åñòí î ñòü âî âçàèì î î òí î ø åí èÿõ ñ êî ëëåãàì è è ñòóäåí òàì è.

Светлая память о Валентине Андреевне Кроха будет всегда жить в сердцах ее коллег, студентов, всех, кому довелось работать и общаться с ней.

УДК 621.793.7:533.9:621.919

В.М. Виноградов, А.А. Черепахин, А.С. Буянов *(МГТУ "МАМИ")*

Обоснование выбора наиболее рациональной схемы профильного накатывания

Рассмотрено образование погрешностей обработки при профильном накатывании с продольным и поперечным движениями подачи. Показано, что продольное движение подачи обеспечивает меньшие погрешности обработки, чем поперечное движение подачи.

Formation of errors in processing at profile roll forming with longitudinal and lateral motions of feed is considered. It is shown that longitudinal motion of feed provides less errors of processing than lateral motion of feed.

Ключевые слова: зубчатое колесо; накатывание; спираль; движение подачи; погрешность профиля.

Keywords: gear-wheel; roll forming; spiral; feed motion; error profile.

Зубчатые колеса – наиболее сложный объект механической обработки. Жесткие нормы точности по профилю и шагу требуют тщательной проработки как черновых, так и чистовых операций зубообработки. На отечественных и зарубежных предприятиях при обработке зубчатых колес средних модулей наибольшее распространение получили схемы холодного накатывания инструментом внешнего зацепления. К этим схемам относятся: две схемы с поперечным движением подачи (профильное накатывание одним накатником по методу "Mono roll", накатывание двумя накатниками по методу Форда) и одна схема с продольным движением подачи (накатывание тремя накатниками).

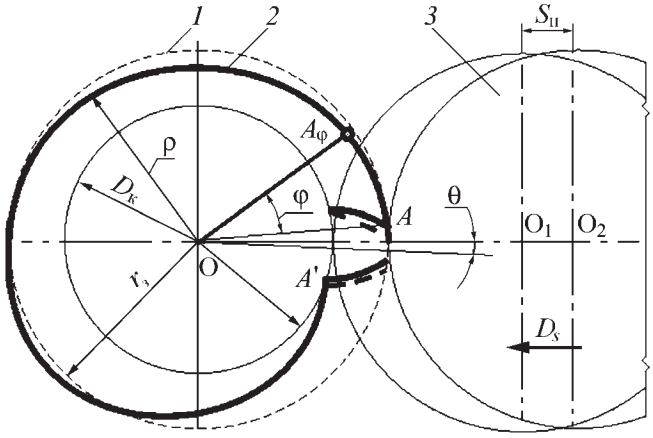
В технологической лаборатории МГТУ "МАМИ" было проведено исследование точности обработки зубчатых венцов для выбора наиболее рациональной схемы накатывания.

Сочетание вращательного движения накатника с поперечным движением подачи обуславливают спиральный след накатника на заготовке:

$$\rho = r_з - \frac{S_п \varphi}{2\pi}, \qquad (1)$$

где ρ – переменный радиус перемещения точки A_φ (рисунок) следа накатника; φ – переменный угол, определяющий положение точки A_φ; $r_з$ – исходный радиус спирали, равный радиусу заготовки; $S_п$ – шаг спирали, равный по величине скорости поперечного движения подачи на оборот.

Спиральная траектория следа накатника обуславливает отклонение положения формируемого зуба заготовки от теоретического. Это отклонение выражается "завалом" зуба в сторону, противоположную направлению вращения заготовки. Величина "завала" зуба и связанных с ним погрешностей определяется



Определение угла *Q* завала зуба при поперечном движении подачи:
1 – заготовка; *2* – спиральный след накатника; *3* – накатник; D_s – движение поперечной подачи; $S_п$ – скорость поперечного движения подачи на оборот; O, O_1, O_2 – центры осей вращения, заготовки и накатника соответственно; $r_з$ – исходный радиус спирали, равный радиусу заготовки; $D_к$ – диаметр впадин зубчатого венца; *A*, A_φ, *A'* – начальная, переменная и конечная точка следа накатника; ρ – переменный радиус перемещения точки следа накатника; φ – переменный угол, определяющий положение точки A_φ

углом Q, который представляет собой угол между осями симметрии зуба в теоретическом и действительном положениями зуба или между нормалями к спирали и окружности заготовки.

Математический анализ уравнения (1) позволяет получить функциональную зависимость для угла "завала" зуба:

$$Q = \mathrm{arctg}\frac{S_{\text{п}}}{2\pi r_{\text{з}} - S_{\text{п}}\varphi}. \qquad (2)$$

Наибольшее значение угла завала зуба ($Q_{\max}$) достигается в конце рабочей подачи накатника, когда формируется диаметр впадин $D_{\text{к}}$ зубчатого венца:

$$Q_{\max} = \mathrm{arctg}\frac{S_{\text{п}}}{2\pi r_{\text{з}} - S_{\text{п}}\varphi}. \qquad (3)$$

Зависимость (3) показывает, что увеличение скорости поперечного движения подачи приводит к увеличению "завала" зуба, а следовательно, и связанных с ним погрешностей обработки.

При профильном накатывании тремя накатниками с продольным движением подачи заготовки зубу накатника кроме осевого движения придается относительное радиальное (поперечное) перемещение (за счет заборного конуса) со скоростью приведенной поперечной подачи:

$$S_{\text{п.п}} = S_{\text{п.р}}\,\mathrm{tg}\beta, \qquad (4)$$

где $S_{\text{п.р}}$ – скорость продольного движения подачи; β – угол заборного конуса накатника.

В реальных условиях угол заборного конуса накатника изменяется от 5 до 15°, поэтому зависимость (4) примет вид:

$$S_{\text{п.п}} = (0{,}09\ldots0{,}27)S_{\text{п.р}}. \qquad (5)$$

При профильном накатывании величины $S_{\text{п.п}}$ и $S_{\text{п.р}}$ соизмеримы, поэтому

$$S_{\text{п.п}} = S_{\text{п}}. \qquad (6)$$

Из выражений (3) и (6) следует, что при профильном накатывании с поперечным движением накатывания угол "завала" зуба будет больше, чем при накатывании с продольным движением подачи. Кроме того, при профильном накатывании с поперечным движением подачи возникают значительные радиальные силы, что сопровождается большими деформациями (отжатиями) в технологической системе станок–приспособление–инструмент–деталь, а время калибрования значительно меньше, чем при профильном накатывании с продольным движением подачи.

Проведенный анализ позволяет сделать следующие выводы:

- профильное накатывание с продольным движением подачи обеспечивает более высокую точность эвольвентного профиля, чем накатывание с поперечным движением подачи;
- с точки зрения простоты конструктивного решения, повышения жесткости и точности технологической системы станок–приспособление–инструмент–деталь наиболее рациональными схемами накатывания зубчатых колес следует считать накатывание тремя накатниками или двумя накатниками; эти способы имеют технологическое ограничение: число зубьев обрабатываемой заготовки не должно быть кратно числу накатников.

Виталий Михайлович Виноградов, канд. техн. наук;
Александр Александрович Черепахин, канд. техн. наук, TKM1410@yandex.ru;
Алексей Сергеевич Буянов, аспирант

Î Î Î "Èçäàò åëüñò âî Ì àø èí î ñò ðî åí èå" ï ðî äî ëæàåò ï î äï èñêó í à æóðí àë

«Заготовительные производства в машиностроении»

- Çà í àëè÷í û é è áåçí àëè÷í û é ðàñ÷åò
- Ñ ëþ áî ãî í î ì åðà è í à ëþ áî é ñðî ê.
- Áåç ï î ÷òî âû õ í àöåí î ê

Ï ðèñû ëàéòå çàêàç è î áðàù àéòåñü çà äî ï î ëí èòåëüí î é èí ô î ðì àöèåé â î òäåë ï ðî äàæ ì àðêåòèí ãà è ðåêëàì û:

107076, ã Ì î ñêâà, Ñòðî ì ûí ñêèé ï åð., ä. 4,
òåë.: (499) 269-6600, 269-5298, ô àêñ: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 539.21

Ю.А. Быков *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Конструкционные наноматериалы. *Продолжение**

Сделана попытка создания целостного системного представления о структуре и особенностях формирования свойств наноматериалов конструкционного назначения. С учетом специфики этих материалов предложена новая трактовка их структуры на нано- и микроуровнях. По структурному признаку и типу границ выделено 6 групп наноэлементов, определяющих свойства конструкционных наноматериалов. Рассмотрены некоторые технологические возможности их реализации. Предложенные концепции базируются на имеющихся в настоящее время теоретических и экспериментальных результатах. Тем не менее они во многом носят авторский, субъективный и, следовательно, дискуссионный характер.

The attempt of holistic systematic approach to the knowledge of structure and features for design nanomaterials properties formation is presented. The new understanding of structure at nano- and microlevels based on specific properties of nanomaterials is suggested. Six groups of nanoelements representing main properties of design nanomaterials are designated based on structure and border type features. Some technological aspects of their practical realizations are considered. Presented concepts are based on the theoretic and experimental results known at present. Meanwhile they mainly reflect author's personal and therefore discussion character.

Ключевые слова: нанотехнологии; конструкционные наноматериалы; наноэлементы.

Keywords: nanotechnologies; constructional nanomaterials; nanoelements.

5. Твердость наноэлементов и наноматериалов

Общность признаков, присущих наноэлементам различного вида, позволяет считать, что предложенная схема изменения их твердости по объему или сечению в зависимости от типа границ (см. рис. 6) носит универсальный характер. Это проявляется в том, что она применима для наноэлементов любой формы, в том числе нанопленок, нанопокрытий и т.д. Схема показывает также характер изменения интегральной твердости, т.е. наноэлементов в целом в зависимости от их размера и устанавливает закономерности изменения твердости наноструктурированных материалов от размера составляющих их наноэлементов.

Экспериментальное определение твердости таких малоразмерных объектов, как наноэлементы, представляет значительную трудность. Однако универсальность зависимости "твердость–размер" для наноэлементов позволяет подойти к решению этой задачи. В качестве аппаратуры для этой цели целесообразно применять микро- и нанотвердомеры. Последние обладают наноуровневым разрешением при оценке глубины внедрения индентора в материал и малым размером закругления острия индентора. Тем не менее использование даже нанотвердомеров для измерения твердости некоторых наноэлементов, например нанокристаллитов или нанозерен, является проблематичным. Обуславливается это малым размером зерен, соизмеримым с радиусом закругления острия индентора, невозможностью его позиционирования по площади зерна и т.д.

В качестве наиболее подходящего объекта для исследования наноэлемента можно рассматривать монопленочное нанопокрытие. Полученные в этом случае результаты исследований в силу общности признаков нанообъектов могут быть распространены на различные их виды. При испытании нанопленочных покрытий на твердость предпочтительно использовать способ продавливания покрытий алмазной пирамидой [12].

В отличие от наноиндентирования этот способ при измерении твердости тонких покрытий менее чувствителен к шероховатости их поверхности, т.е. дает меньший разброс результатов измерений. Кроме того, при продавливании твердость определяется по восстановленному отпечатку, что позволяет сравнивать твердости нанопокрытий и массивных материалов. Однако для получения достоверных результатов он требует проведения металлографического анализа внешнего вида отпечатка. Последний не должен сопровождаться отслаиванием покрытия или его хрупким разрушением.

Способ определения твердости нанопокрытий путем продавливания включает в себя несколько операций. Предварительно определяют толщину покрытия любым из известных способов, например, интерференционным, электронно-микроскопическим, взвешиванием и т.д. Затем на обычном микротвердомере измеряют твердость основы, на которую наносится покрытие, и композиции "основа–покрытие" с условием продавливания покрытия (рис. 10). Твердость определяют по восстановленному отпечатку, полученному от вдавливания стандартного алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды. Далее рассчитывается твердость покрытия. Композиция, исходя из схемы деформации, может рассматриваться как двухфазная стати-

* Начало см. в № 4, 5, 2010 г.

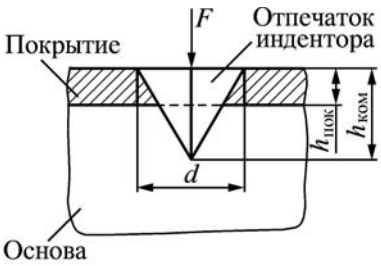


Рис. 10. Схема измерения твердости покрытия:
F – нагрузка на индентор; $h_{пок}$ – толщина покрытия; $h_{ком}$ – глубина проникновения индентора в композицию; *d* – диагональ отпечатка индентора

стическая система, в которой одну фазу представляет покрытие, другую – основа. Свойства таких систем подчиняются правилу аддитивности и поэтому для данной композиции можно записать:

$$HV_{ком} = nHV_{пок} + (1-n)HV_{осн}, \quad (1)$$

где $HV_{ком}$, $HV_{пок}$ и $HV_{осн}$ – соответственно твердость композиции, покрытия и основы; *n* – доля твердости покрытия в твердости композиции. Она будет равна отношению площади отпечатка, приходящейся на покрытие, к общей площади отпечатка в композиции. Из формулы (1) получим

$$HV_{пок} = \frac{HV_{ком} - (1-n)HV_{осн}}{n}. \quad (2)$$

Для индентора в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине 136°:

$$n = 1 - \frac{(0{,}14d - h_{пок})^2}{0{,}0196d^2}. \quad (3)$$

Данным способом исследовалось большое количество композиций "основа–покрытие", в которых варьировались материал основы и покрытия, а также толщина последнего или, по сути дела, размер наноэлемента. Эксперименты проводили путем нанесения на основу методом магнитронного напыления покрытий различной толщины и последующего измерения их твердости.

Полученные зависимости твердости от толщины покрытия носят одинаковый характер. Однако абсолютные значения твердости и положение ее максимума определяются не только химическим составом покрытия, но и материалом основы. Последнее иллюстрируется результатами исследований, представленными на рис. 11. На рис. 11 не приведены значения твердости покрытий малой толщины. Это связано со сложностью замера таких толщин и прежде всего вследствие высокой шероховатости поверхности покрытий.

Полученные зависимости можно трактовать как закономерности изменения твердости по толщине нанопокрытия. В этом случае они могут соответствовать в зависимости от типа границы покрытия с основой кривым, представленным на рис. 6, *б, в*. В первом случае (см. рис. 6, *б*) образование граничной области 1 покрытия происходит по типу эпитаксии. Структура этой области *C* имеет искаженную кристаллическую решетку материала основы, но образованную атомами материала покрытия. Возможно также образование кластерной структуры. Далее следует переходная область 2, имеющая искаженную кристаллическую решетку *B* материала покрытия. Во втором случае (см. рис. *б, в*) на поверхности основы образуется граничный (1) квазиаморфный (А) слой покрытия, затем переходная область 2 с кластерной структурой *C* и приграничная область 3 со структурой искаженной кристаллической решетки *B*. Таким образом, результаты, приведенные на рис. 11, экспериментально подтверждают предложенную схему структурного состояния наноэлементов (см. рис. 6) в части правомочности существования двух ее областей.

При определении твердости наноэлементов следует иметь в виду, что она, в силу особенностей наноэлементов, когда свойства меняются, при переходе от атома к атому носит условный интегральный характер. Степень проявления этой условности можно представить, проведя соответствующие расчеты. Выполним их для варианта, когда покрытие включает в себя максимально возможное количество структурных областей. В этом случае характеру изменения твердости по сечению нанопокрытий отвечает гипотетическая кривая *1* (рис. 12), где значение H и расстояние от границы покрытий *h* выражены в условных единицах, причем шаг изменения *h* представляет бесконечно малую величину. Шаги могут рассматриваться как последовательные слои покрытия с обозначениями *h* = 1, 2, 3 и т.д., которым соответствуют определенные значения твердости. Используя эти данные и применяя правило аддитивности, можно подсчитать твердость покрытий различной толщины. Например, твердость покрытий толщиной *h* = 3 будет равна:

$$H = \frac{H_1}{3} + \frac{H_2}{3} + \frac{H_3}{3}, \quad (4)$$

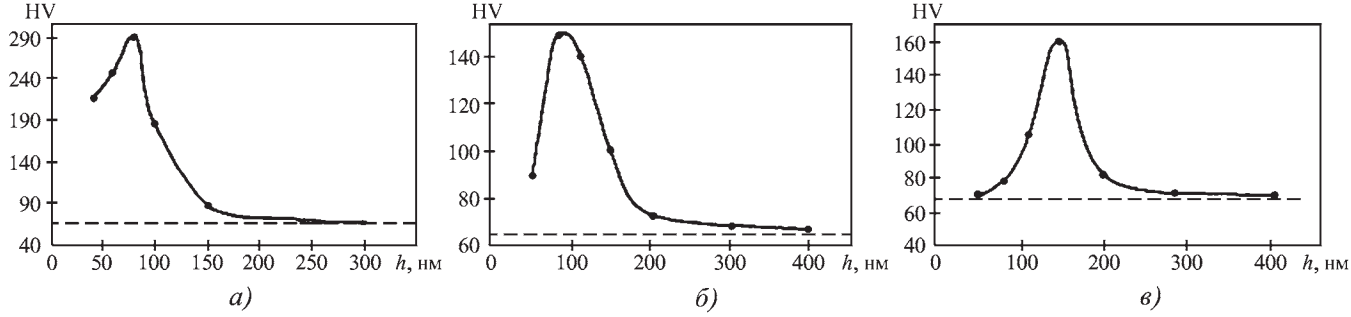


Рис. 11. Твердость нанопокрытий в зависимости от их толщины. Покрытие: золото. Основа:
а – никель; *б* – ниобий; *в* – железо

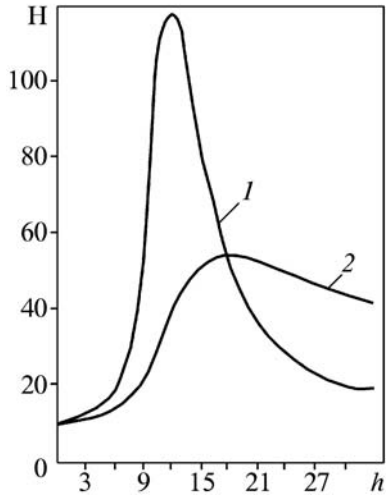


Рис. 12. Распределение твердости по сечению покрытия (*1*) и твердость покрытий различной толщины (*2*)

где H_1, H_2, H_3 – твердость слоев h = 1, 2, 3.

Рассчитанные значения твердости покрытий, состоящих из трех слоев ($h = 3$), шести слоев ($h = 6$), девяти слоев ($h = 9$) и т.д. приведены на кривой *2* (см. рис. 12).

Полученные зависимости показывают, что характер изменения твердости по сечению покрытия и в зависимости от толщины покрытия (размера наноэлемента) подобны. Однако положение максимумов твердости и их величины (H_{max}) не совпадают. В первом случае H_{max} значительно выше и смещен в сторону меньших значений h. Из этого следует, что для получения максимально высокой твердости необходимо установить соответствующую ей толщину покрытия. Она определяется путем измерения твердости нанопокрытий, толщина которых варьируется с минимальным шагом h.

В практическом плане представляет интерес создание макропокрытий, имеющих толщины как минимум несколько микрометров. В этом случае сохранение высокой твердости можно достичь путем создания многослойных наноструктурированных материалов. Контактирующие нанослои должны быть разнородными и прежде всего по химическому составу для того, чтобы зафиксировать их рациональную толщину. Твердость таких покрытий будет определяться типом границ слоев или принадлежностью их к той или иной группе наноэлементов, а также их толщиной или размером.

Схема, представленная на рис. 6, позволяет определить пути достижения максимальных значений твердости для многослойных покрытий, образованных двумя чередующимися разнородными нанослоями. Так, например, для достижения максимально высокой твердости покрытий, состоящих из наноэлементов четвертой группы, следует стремиться к уменьшению их размеров или толщин. Во всех других случаях толщина каждого их разнородных нанослоев должна иметь определенные размеры, обеспечивающие максимальные значения твердости.

Сложнее прогнозировать достижение максимальной твердости у покрытий, включающих более двух разнородных слоев. В этом случае задача может решаться варьированием толщин нанослоев в массивных покрытиях. Измерение их твердости в отличие от нанослойных покрытий не вызывает трудностей и проводится по стандартным методикам. Имеются данные измерения твердости таких покрытий [12], полученных чередованием двух, отличающихся по составу, но одинаковых по толщине нанослоев. Результаты свидетельствуют, что в зависимости от химического состава покрытий максимум их твердости достигается либо при минимальной толщине нанослоев, либо при вполне определенной их толщине. Таким образом, прогнозируемые результаты оказываются адекватными экспериментальным.

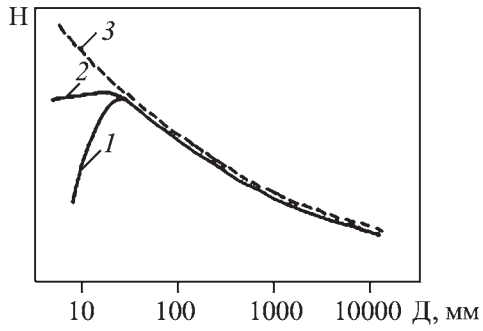


Рис. 13. Зависимости твердости поликристаллических материалов от размера зерна:
1, *2* – экспериментальные кривые для различных материалов; *3* – кривая, отвечающая закону Холла–Петча [13]

Эти же принципы создания высокотвердых нанопокрытий могут быть использованы и для получения других типов слоистых наноматериалов.

Схема изменения твердости по сечению (см. рис. 6) или в зависимости от размера наноэлементов находит подтверждение не только для нанопокрытий, но и для массивных наноструктурированных материалов. Известен классический закон Холла–Петча, устанавливающий зависимость между размером зерна поликристаллических материалов и пределом текучести $\sigma_т$ или твердостью H:

$$H = H_0 + \frac{k}{\sqrt{D}}, \qquad (5)$$

где H_0 – твердость при бесконечно большом размере зерна D, т.е. твердость массивного тела; k – константа. Экспериментально установлено, что в области размеров зерен, классифицируемых как наноэлементы, этот закон нарушается (рис. 13). При уменьшении размера зерен, начиная ориентировочно с 20 нм, твердость уменьшается. Однако характер падения твердости, как свидетельствуют кривые *1* и *2* даже без учета начальных участков, различен. Это указывает на то, что в данном случае представлено два наноматериала с различным типом границ. О них можно судить используя зависимости, приведенные на рис. 6. Так, кривая *1* в большей степени соответствует характеру кривой, представленной на рис. 6, *в*, и, следовательно, отвечает третьему (большеугловому) типу границ. Кривая *2* аналогична зависимости, приведенной на рис. 6, *б*, т.е. соответствует второму (полукогерентному) типу границ.

С этих позиций становится понятным, почему при стремлении к уменьшению размера наноэлементов можно получить повышение пластичности материала, а в другом случае это окажется недостижимым. Известно, что деформация наноматериала с размерами зерна менее 30 нм не может происходить путем возникновения и перемещения дислокаций. Она осуществляется посредством проскальзывания зерен (наноэлементов) по границам и, следовательно, определяется их структурным состоянием, которое, как показано выше, может быть различным. В практическом пла-

не учет этого фактора позволит создавать материалы с различным комплексом механических характеристик.

6. Действующие силы и механизм образования микро- и наноэлементов

Получение микро- и наноэлементов, а также нанообъектов возможно двумя принципиально разными путями. Первый из них, называемый "путем сверху", осуществляется измельчением макрообъектов. В качестве примера можно привести использование для этой цели различных способов механического измельчения порошков, распыления расплавов, интенсивной пластической деформации металлов и т.д. Второй путь, называемый "путь снизу" – это построение микро-, наноэлементов и нанообъектов из атомов посредством применения химических реакций, использования кристаллизации, рекристаллизации и др.

Представление о структурных трансформациях при получении элементов микро- и наноразмерного уровня дает схема, представленная рис. 7. Она является универсальной в том плане, что оказывается приемлемой как для первого, так и для второго пути получения этих элементов. Представление о структурных изменениях при измельчении ("путь сверху") дает рассмотрение схемы сверху вниз, т.е. по мере уменьшения диаметра элементов от микро ($D_1...D_2$) до нано ($D_3...D_7$) размеров. Построение и укрупнение элементов ("путь снизу") иллюстрируется этой же схемой при ее рассмотрении снизу вверх. Из представленной схемы также следует, что одно и тоже промежуточное структурное состояние элемента может быть достигнуто различными путями, т.е. как "сверху", так и "снизу". Это указывает на существование неразрывной связи между нано- и микроструктурными состояниями материалов.

Любые структурные изменения связаны с перемещением атомов и фиксацией их в определенных положениях. Они осуществляются под воздействием некоторых сил. Можно выделить три такие силы. Прежде всего, это силы межатомной связи P_1, зависящие от природы химических элементов. Они образуют конфигурационное силовое поле, устанавливающее атомы в определенных позициях, характерных для типичных структур, образуемых различными химическими элементами или, если говорить о микроэлементах, для структур, присущих их внутренней области.

Другая сила – P_2, с которой окружающая среда, находящаяся в твердом, жидком или газообразном состоянии, действует на нано- или микроэлементы. В качестве такой среды можно рассматривать расплав или твердый раствор, в котором образовались нанокристаллиты; матрицу, в которую вводится наполнитель; или микроэлементы, контактирующие с рассматриваемым морфологическим элементом и отличающиеся от него химическим составом, структурой либо ориентацией и т.д.

Появление силы P_2 обусловлено изменением концентрации электронов на границе контакта морфологического элемента с окружающей средой. Силовое поле, образованное силами P_2, имеет определенную конфигурацию, которая определяется структурой среды и стремится расположить аналогичным образом атомы элементов, на которые оно действует. Таким образом, действие силы P_2 является одной из причин, вызывающих искажение кристаллической решетки в приграничной области микроэлементов или образование специфических структур наноэлементов. Протяженность действия поля или силы P_2 соизмерима с размером наноэлемента или шириной границы микроэлемента. По мере увеличения расстояния от разделительной поверхности действие силы P_2 ослабляется и, например, у микроэлементов становится равным нулю в пределах их внутренней области.

Возникновение сил P_1 и P_2 и их участие в формировании морфологических элементов возможно лишь при создании определенных условий, например, интенсивной пластической деформации, охлаждения с высокими скоростями, изменения давления внешней газовой среды, совместного действия температуры и давления, дробления и истирания макрообъектов, радиационного облучения и других факторов, т.е. нужна дополнительная энергия или внешняя сила P_3, обеспечивающая перемещение атомов.

В отличие от силовых полей, образуемых силами P_1 и P_2, поле, образуемое силой P_3, не является конфигурационным и поэтому его действие направлено на нарушение порядка в расположении атомов микро- и наноэлементов. Силы P_3 при значительном превышении над силами P_1 и P_2 могут, например, привести к переходу материала из кристаллического в квазиаморфное, жидкое или даже газообразное состояние. В то же время действие силы P_3 может иметь направленный и разнообразный характер. Например, для получения наноматериалов используют метод интенсивной пластической деформации, включающей совместное действие кручения и давления.

Действие силы P_3 необходимо на стадии формирования той или иной структуры и, соответственно, носит кратковременный характер. В отличие от нее силы P_1 и P_2 действуют постоянно, обеспечивая сохранение полученной структуры. Другая особенность действия силы P_3 или соответствующего силового поля состоит в том, что его вариации определяют различные проявления сил P_1 и P_2 и, следовательно, реализацию различных структурных состояний материала. С этих позиций можно объяснить особенности образования микро- и наноэлементов в зависимости от способа их получения.

В качестве примера рассмотрим процесс бездендритного структурообразования при охлаждении расплава металла. В этом случае сила P_3, обеспечивающая диффузионные перемещения атомов, может быть представлена как эквивалент температуры расплава. Более высокой температуре отвечает большая величина P_3, которая, соответственно, уменьшается при охлаждении расплава. Рассмотрим в качестве варианта действия силы P_3 изменение скорости ее снижения.

При максимально высокой скорости охлаждения в большей степени проявляется действие силы P_2 и поэтому материал наследует в основном структурное состояние расплава, что выражается в образовании аморфной или квазиаморфной структуры. При очень медленном охлаждении расплава его основная масса переходит в кристаллическое состояние, т.е. формируется под воздействием силы P_1. По мере возрастания скорости охлаждения вклад в формирование структуры под воздействием силы P_1 будет уменьшаться, а силы P_2 – возрастать. С ростом скорости охлаждения размер кристаллитов (зерен) становится меньше. Это означает, что доля массы, приходящаяся на квазиаморфное структурное состояние (граничная область зерен) возрастает, а приходящиеся на кристаллическое состояние (внутренняя область зерен) соответственно уменьшается.

Детально процесс кристаллизации расплава можно представить проходящим следующим образом. Возникший в начальный момент кристаллизации зародыш представляет собой кластер с присущими наноэлементам размерами и специфической или особой структурой. Последняя сформировалась под воздействием сил P_1 и P_2, соотношения которых по объему зародыша в силу особенностей наносостоя-

ния различно. На поверхности зародыша сила P_2 превалирует над силой P_1. По направлению к его центру сила P_2 снижается, а P_1 – возрастает. Следовательно, по мере увеличения растущего зародыша его структура должна претерпевать перестройку в соответствии с изменением сил P_1 и P_2.

При достижении зародышем размеров, когда его центральная часть уже не будет испытывать воздействия силы P_2, начнется ее перестройка под действием силы P_1. Перестройка приведет к образованию равновесной кристаллической структуры. С этого момента можно говорить о возникновении нового морфологического элемента – зерна или кристаллита, состоящего из границы кластерного типа и внутренней кристаллической области. Особенность строения границы будет состоять в том, что в ее пределах осуществляется плавный структурный переход от аморфного жидкого состояния расплава, окружающего зерно, к твердому кристаллическому состоянию.

На последних стадиях кристаллизации, когда остающиеся между зернами прослойки жидкой фазы достигнут нанометровых размеров, они будут испытывать разнонаправленное действие сил P_2 со стороны окружающих их морфологических элементов – зерен. В подобных условиях при затвердевании прослоек образуется квазиаморфная структура.

Таким образом, сформировавшаяся при кристаллизации структура полностью соответствует схеме (рис. 6, *в*) строения границ и внутренних областей зерен поликристаллических материалов.

Более сложный вариант приложения силы P_3 позволяет зафиксировать структуру на стадии образования кластеров. Он включает в себя быстрое охлаждение расплава с тем, чтобы перевести его в твердое аморфное состояние. Затем проводится нагрев и материал претерпевает структурные превращения, аналогичные ранее рассмотренным. При условии, что нагрев материала осуществляется ниже температуры его кристаллизации из аморфного состояния, в нем возникают кластеры, устойчивые при комнатной температуре. При более высоких температурах нагрева материал переходит в поликристаллическое состояние. Рассмотренный способ получения наноматериалов хорошо известен. Наноматериалы имеют структуру, представляющую матрицу с кластерными включениями. Последние по классификации и типу границ (см. рис. 6, *в*) относятся ко второй группе наноэлементов.

Механизм образования структуры и оценка роли силы P_3 в этом процессе могут быть установлены для любого другого способа получения материалов. Например, при нанесении на детали (основа) способом ионного распыления покрытий действие силы P_3 проявляется в следующем. В зависимости от ее величины атом покрытия при распылении приобретает различную энергию. В соответствии с этим он, сталкиваясь с поверхностью основы и попадая в поле действия силы ее атомов (силы P_2), может либо адсорбироваться на поверхности, либо покидать ее.

В зависимости от величины энергии адсорбированные атомы покрытия будут иметь различные возможности для перемещения и, следовательно, для формирования структуры покрытия под воздействием сил P_2 и P_1. Последняя представляет собой силу межатомного взаимодействия, возникающую при сближении атомов покрытия. В этом случае возможно получение эпитаксиальных покрытий (пленок), а также покрытий с квазиаморфной или поликристаллической структурами. Вариант образования некоторых из них можно представить следующим образом. В начальный момент под воздействием в основном силы P_2 образуется покрытие наноразмерной толщины, повторяющее структуру основы, т.е. является эпитаксиальным. При дальнейшем росте толщины покрытия соотношение сил P_2 и P_1 на его поверхности смещается в сторону P_1. Под ее воздействием начинает формироваться поликристаллическая структура, присущая материалу покрытия. Таким образом, реализуются различные структуры покрытия, что соответствует схеме, представленной на рис. 6, *б*.

Для формирования структуры наноэлементов и наноматериалов может использоваться и прямое воздействие силы P_3. Например, построение из отдельных атомов различных фигур (наноэлементов) на поверхности подложки с помощью туннельного микроскопа [13] включает в себя следующие операции. Под воздействием силы P_3 происходит отрыв, транспортировка и установка атома на подложке в определенной позиции. При установке возникают силы P_1 и P_2, фиксирующие положение атома после снятия действия силы P_3.

Широко известны [9] способы перевода путем пластической деформации материала из поликристаллического в наноструктурированное состояние. В этом случае под воздействием деформирующей силы P_3 осуществляются локальное перемещение групп атомов и дробление микроэлементов (зерен) на наноэлементы. Фиксация образовавшейся структуры после снятия нагрузки осуществляется силами P_1 и P_2. Появление последней связано с различной ориентацией наноэлементов, возникшей в процессе дробления микроэлементов.

Предложенные механизмы объясняют, но на данной стадии знаний не позволяют проектировать конкретные технологии производства наноматериалов. Тем не менее, можно сформировать ряд условий, реализация которых облегчает достижение требуемых результатов. С этой целью достаточно технологически обеспечить выполнение одного из них:

1. Самопроизвольная остановка роста наноэлементов посредством их соприкосновения вследствие высоких скоростей зарождения и малой скорости роста элементов.

2. Несамопроизвольная остановка роста наноэлементов путем устранения на соответствующем этапе действие силы P_3.

3. Образование таких структур кластеров, перестройка которых в традиционные кристаллические структуры невозможна.

4. Механическое измельчение микроэлементов поликристаллических материалов до наноструктурного состояния.

5. Применение порошков наноразмерного уровня для получения наноструктурированных порошковых материалов.

6. Подбор размеров контактирующих наноэлементов с учетом получения рациональных структур и соотношений P_1 и P_2, обеспечивающих высокий уровень свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

11. **Быков Ю.А., Карпухин С.Д.** Способ определения твердости субтонких защитных покрытий // Справочник. Инженерный журнал. 2003. № 10 (79). С. 26.

12. **Андриевский Р.А.** Синтез и свойства пленок фаз внедрения // Успехи химии. 1997. Т. 66 (1). С. 57.

13. **Головин Ю.А.** Введение в нанотехнологию. М.: Машиностроение – 1, 2003. 112 с.

Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук,
lab@bmstu.ru

УДК 669.15-196

Г.И. Сильман, В.В. Камынин, В.В. Гончаров
(Брянская государственная инженерно-технологическая академия)

Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом*

Проведен анализ влияния меди на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Для оценки особенностей структурообразования в медистых чугунах при их кристаллизации использованы построенные разрезы диаграммы состояния Fe–C–Cu. Рассмотрены возможности и условия графитизирующего и отбеливающего действия меди и особенности влияния меди на композиционное структурирование перлита и кремнистого феррита в чугунах.

The influence of copper on the structure and mechanical properties of high-strength spheroidal graphite cast iron is analyzed. The constructed sections of constitution diagram Fe–C–Cu for estimation of structure formation features in cuprous irons with their crystallization are used. The possibilities and conditions of graphitizing and chilling action of copper and features of influence of copper on the composite structurization of pearlite and siliceous ferrite in cast irons are considered.

Ключевые слова: высокопрочный чугун; медь; стуктура; перлит; феррит; медистая фаза; графитизация; карбидизация; перлитизация; старение; спинодальное расслоение; композиционное структурирование; наноразмерные оболочки; прочность; пластичность; ударная вязкость.

Keywords: high-tensile cast iron; copper; structure; pearlite; ferrite; cuprous phase; graphitization; formation of carbides; formation of pearlite; aging; spinnodal delamination; composite structurization; nano-envelopes; strength; toughness; impact strength.

Проблема рационального легирования медью Fe–C-сплавов давно привлекает внимание материаловедов и металлургов. Известно, что медь обеспечивает эффекты упрочнения в сталях и чугунах, заметно повышает коррозионную стойкость, улучшает деформируемость сталей, влияет на антифрикционные свойства и износостойкость чугунов и графитизированных сталей.

Обычно медь в чугунах используют для увеличения степени перлитизации структуры и повышения устойчивости и дисперсности эвтектоидного цементита [1, 2]. Однако влияние меди не ограничивается перлитизирующим действием, ее влияние разнообразно и неоднозначно.

В зависимости от содержания меди, химического состава чугунов по другим элементам, кинетических условий структурообразования она может оказывать и графитизирующее, и отбеливающее действие [1, 3], менять интенсивность перлитизирующего действия и оказывать неоднозначное влияние на механические свойства чугунов [2]. Причины и механизмы такого сложного действия меди рассмотрены в работе [3].

В данной статье рассмотрены некоторые особые структурные эффекты в медистых высокопрочных чугунах и оценка влияния этих эффектов на их механические свойства.

Методика проведения исследований. В работе использованы теоретические и экспериментальные методы исследования. Теоретическое исследование проведено путем анализа некоторых разрезов стабильной и метастабильной диаграмм состояния сплавов Fe–C–Cu, построенных авторами ранее [3–6], и даны оценки по этим разрезам возможных фазовых и структурных превращений.

Экспериментальные исследования проведены на образцах из высокопрочных чугунов с шаровидным графитом (ВЧШГ) с варьируемым содержанием меди (от 0 до 8,0 % мас.) при следующем их химическом составе по остальным элементам, % мас.: 3,2...3,4 C; 0,25...0,35 Mn; 0,05...0,07 P; 0,01...0,02 S; 0,03...0,04 Mg. Содержание кремния регулировали по двум вариантам, % мас.: 2,4...2,6 и 3,5...4,2.

Плавку чугунов проводили в лабораторных условиях на установке ИСТ-0.06 и в заводских условиях в индукционной печи ИСТ-0.16 в тиглях с кислой футеровкой. Сфероидизация графита проведена путем модифицирования чугуна в открытых разливочных ковшах "сандвич-процессом" с использованием лигатуры Fe–S–Mg–Ca–Ba–РЗМ. Во всех чугунах графит был полностью сфероидизирован. Отливки получали в сухих песчано-глинистых формах.

Исследование микроструктуры чугунов и оценку их склонности к отбелу проводили с помощью металлографического анализа на микроскопах МИМ-8М и Неофот-2 при увеличениях до 1500 раз. Структура медистого перлита исследована также на электронном микроскопе УЭМВ-100В. Механические испытания чугунов проводили по стандартным методикам на образцах диаметром 10 мм, вырезанных из литых клиновидных проб или из отливок диаметром 30 мм и длиной 300 мм.

* Исследование проведено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 09-08-97508-р_центр_а.

Результаты исследований и их обсуждение. Основное внимание было уделено исследованию возможностей управления структурой и свойствами ВЧШГ путем композиционного структурирования и использования наноразмерных структурных фрагментов. Ранее нами было показано, что в ВЧШГ возможно образование таких структурных элементов, как за счет выделений медистой ε-фазы [3, 7], так и путем спинодального расслоения твердых растворов при их комплексном легировании [7, 8], причем нами установлено и значительное влияние меди на интенсивность упрочняющего действия этих структурных эффектов.

Влияние меди на графитизацию и карбидизацию структуры чугуна. Медь обычно используют в качестве элемента-графитизатора. Однако графитизирующее действие меди не является постоянным и зависит как от ее содержания в чугуне, так и от химического состава чугуна по другим элементам. В частности, в работах [1, 3] был выявлен эффект обратного действия меди – отбеливающего – при значительном легировании ею чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом в процессе их кристаллизации. Тенденция к снижению интенсивности графитизирующего влияния меди была зафиксирована и в ряде других работ при определении склонности медистых чугунов к отбелу [2].

Для оценки особенностей структурообразования в медистых чугунах при их кристаллизации использованы построенные разрезы диаграммы состояния сплавов Fe–C–Cu. На рис. 1 приведена совмещенная эвтектическая полиэдрация диаграмм состояния стабильной (сплошные линии) и метастабильной (штриховые линии) систем [3]. Особенностью этих систем является расслоение расплава на железоуглеродистый (фаза L_1) и медистый (фаза L_2). Для обеих систем характерна также монотектическая реакция $L_1 \rightarrow L_2 + \gamma$ (где γ – аустенит), для стабильной системы – нонвариантное перитектическое равновесие $L_1 + L_2 \rightarrow \gamma + \Gamma$

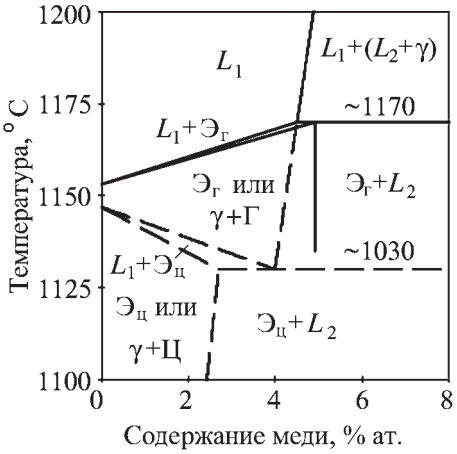


Рис. 1. Совмещенная эвтектическая полиэдрация диаграмм состояния стабильной (сплошные линии) и метастабильной (штриховые линии) систем Fe–C–Cu [3]

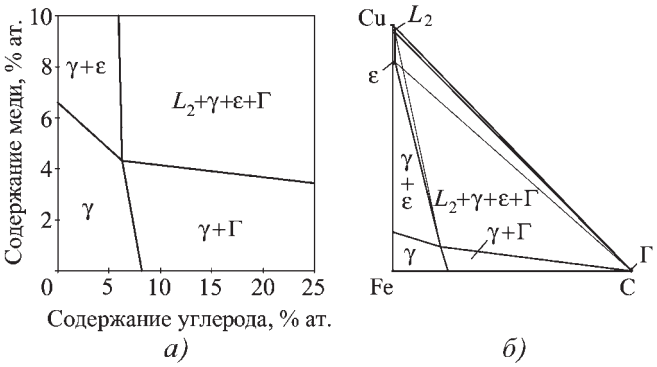


Рис. 2. Часть изотермического разреза диаграммы Fe–C–Cu (*а*) при 1094 °С и полная схема этого разреза (*б*) [5]

при ~1170 °С (с формированием аустенитно-графитной эвтектики), а для метастабильной системы – четырехфазное эвтектическое равновесие $L_1 \rightarrow L_2 + \gamma +$ + Ц при ~1130 °С (с образованием аустенитно-цементитной эвтектики – ледебурита).

Однако наряду с фазами обеих эвтектик присутствует и монотектический расплав (фаза L_2). Количество этой фазы небольшое (всего несколько процентов), но поскольку она кристаллизуется последней, то находится между участками ранее закристаллизовавшихся фаз, обволакивая их.

Завершается кристаллизация медистого расплава при температуре ниже 1094 °С по перитектической реакции $L_2 + \gamma \rightarrow \varepsilon + \Gamma$ с образованием на месте этого расплава твердой медистой ε-фазы, что видно из нижней (по содержанию меди) части изотермического разреза диаграммы при 1094 °С и полной схемы этого разреза (рис. 2, *а* и *б*). Таким образом, кристаллизующаяся ε-фаза может располагаться по границам зерен других твердых фаз или их агрегатов.

Из разреза, приведенного на рис. 2, *а*, видно также, что все процессы с выделением ε-фазы характерны лишь для сплавов с содержанием меди более 4 % ат. (или 4,5 % мас.). При меньшем содержании меди кристаллизация чугунов проходит без образования ε-фазы, но эта фаза может выделяться из медистого аустенита при охлаждении чугуна. Поэтому формирование структуры с включениями ε-фазы разной геометрической формы (от глобулярной до пленочной) возможно и при меньшем содержании меди в чугуне. Результаты анализа подтверждаются микроструктурами медистых чугунов с шаровидным графитом, приведенными в работе [3].

Обволакивая графитные включения, особенно на первых стадиях их формирования, медистая фаза предотвращает их дальнейший рост, что приводит к переохлаждению оставшегося расплава и формированию отбеленной структуры. Особенно это характерно для высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, и без того склонного к переохлаждению.

Из приведенных разрезов диаграмм видно также, что в чугунах с содержанием меди более 4 % обе эвтектики (стабильная и метастабильная) имеют трехфазное строение, т.е. кроме обычных для этих эвтектик фаз содержат еще и медистую ε-фазу. При этом графит и ε-фаза не только кристаллизуются одновременно, но и склонны к формированию единой составляющей, причем графитные включения могут полностью обволакиваться медистой фазой при ее достаточном количестве, а в случае ее дефицита пленка лишь частично изолирует графитное включение и оно получает возможность формироваться в различных искаженных формах [3].

Эффект отбеливающего действия меди не всегда имеет негативный характер, он может быть и специально использован при получении половинчатых чугунов с особыми свойствами [9]. Включения медистой фазы в таких чугунах обеспечивают значительное преобразование и измельчение структуры, препятствуя росту включений графита и цементита и устраняя ледебуритный характер отбела.

Цементитные включения в половинчатых чугунах под влиянием медистой фазы растут в виде сравнительно мелких и изолированных друг от друга пластин, обеспечивая композиционный характер структуры. Связано это еще и с тем, что медь, плохо растворяясь в цементите, сегрегирует перед его фронтом кристаллизации. Когда содержание меди перед этим фронтом становится достаточно большим, кристаллизация цементита прекращается и через некоторое время в этой зоне под влиянием меди начинается кристаллизация графита.

В результате действия такого механизма кристаллы цементита отделяются друг от друга и растут в виде коротких изолированных пластин, т.е формируется композиционная структура (рис. 3). Половинчатый чугун с такой структурой обладает повышенными прочностными свойствами ($\sigma_в$ до 1000 МПа), регулируемой твердостью (от 350 HB до 50 HRC) и высокой износостойкостью (на уровне белых легированных чугунов).

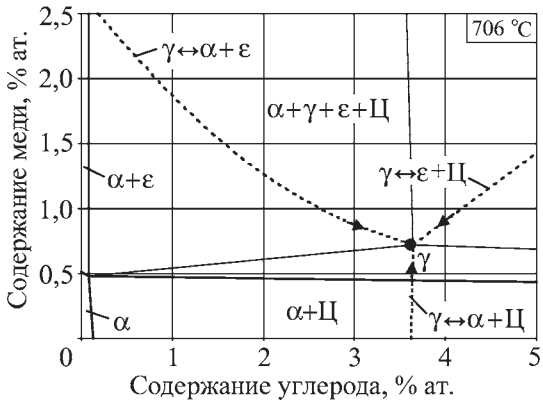


Рис. 5. Часть изотермического разреза диаграммы метастабильного эвтектоидного равновесия в системе Fe–C–Cu при 706 °C [5]. Штриховыми линиями и стрелками показано положение и направление тальвегов

Используя влияние пленочных включений медистой ε-фазы и регулируя соотношение графитных и карбидных включений вплоть до полного устранения последних путем термической обработки чугуна, можно обеспечить получение полностью графитизированной структуры с резко измельченными графитными включениями компактной формы (рис. 4). Перлитный чугун с такой структурой обладает очень хорошими антифрикционными свойствами и может быть эффективно использован в особо нагруженных узлах трения.

Особенности перлитизирующего действия меди. Медь относится к элементам, плохо растворяющимся в фазах перлита: почти нулевая растворимость в цементите и очень ограниченная растворимость в феррите (десятые доли процента). Поэтому медь образует собственную ε-фазу, и в медистых чугунах и сталях перлит может быть не двухфазным (как в углеродистых чугунах и сталях), а трехфазным. Нами рассчитаны и построены разрезы диаграммы состояния сплавов Fe–C–Cu [5, 6], из которых для данной работы основное значение имеет изотермический разрез метастабильной диаграммы при температуре эвтектоидного равновесия*. Расчетом эта температура определена равной 706 °C. Основная часть изотермического разреза диаграммы состояния сплавов Fe–C–Cu при температуре метастабильного эвтектоидного равновесия приведена на рис. 5.

Тройной эвтектоид α+Ц+ε содержит 3,64 % ат. C и 0,72 % ат. Cu (или примерно 0,8 % мас. C и 0,85 % мас. Cu). Ранее в ра-

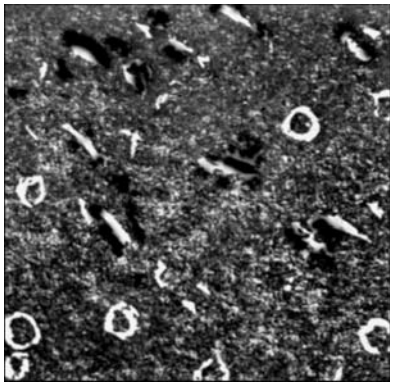


Рис. 3. Микроструктура половинчатого медистого чугуна. ×200

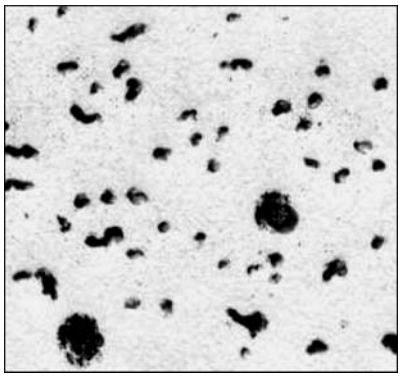


Рис. 4. Микроструктура медистого чугуна с резко измельченными графитными включениями компактной формы. ×500

* Методика и совокупность всех результатов расчетов и построений не приведены; подробно эти результаты изложены в работах [5, 6].

боте [3] было показано, что высокая устойчивость такого эвтектоида обусловлена геометрическими особенностями расположения фаз в его структуре. Образующиеся при эвтектоидном превращении пластинки цементита оттесняют медь, ранее растворенную в этих объемах аустенита. Образующиеся прослойки феррита также выделяют часть растворенной меди, и она скапливается на границах между пластинками цементита и прослойками феррита, обволакивая пластинки цементита. Таким образом, образующийся трехфазный перлит состоит из пластинок цементита, тонкой оболочки медистой ε-фазы и прослоек феррита.

Термокинетический анализ показал, что толщина оболочки медистой фазы около пластинок цементита составляет ~1...2 нм [3]. Так как период решетки медистой фазы составляет ~0,36 нм, то оболочка этой фазы состоит всего из нескольких атомных слоев. Однако даже при такой малой толщине эта оболочка является серьезным препятствием для диффузии углерода, так как известно, что через медистую фазу диффузия углерода практически не проходит. Поэтому все преобразования в структуре медистого перлита возможны только путем предварительной диффузии меди.

Схема такого расположения фаз в медистом перлите представлена на рис. 6. Пластинки цементита находятся в тонкой "упаковке" достаточно прочной и пластичной медистой фазы, которая демпфирует внутренние напряжения и предотвращает тем самым хрупкое разрушение цементитных пластин. Тонкие цементитные пластинки, находящиеся в "упаковке", могут деформироваться, обеспечивая повышенную пластичность всей композиции. Медистая фаза не только покрывает поверхности пластинок, но может скапливаться и перед фронтом их кристаллизации в процессе эвтектоидного превращения, прерывая их рост и уменьшая тем самым их длину, т.е. диспергируя перлитные колонии во всех трех направлениях. Однако в любом случае длина цементитных пластинок остается сверхкритической, обеспечивая эффект композиционного упрочнения.

Изложенные выше геометрические и термокинетические особенности медистого перлита определяют и особенности его свойств как композиционной структуры. Оболочка медистой фазы препятствует поперечному росту пластинок цементита, что определяет их значительное утонение по сравнению с обычным перлитом. Малая толщина цементитных пластинок и их покрытие тонкой пленкой высокопластичной медистой фазы существенно влияют не только на прочностные свойства перлита, но и на его пластичность, и ударную вязкость. Ранее механизм такого влияния оставался невыясненным. Так, например, удивительным было повышение микротвердости легированного медью перлита до 6000...7000 МПа и выше.

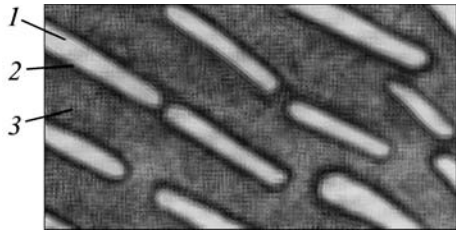


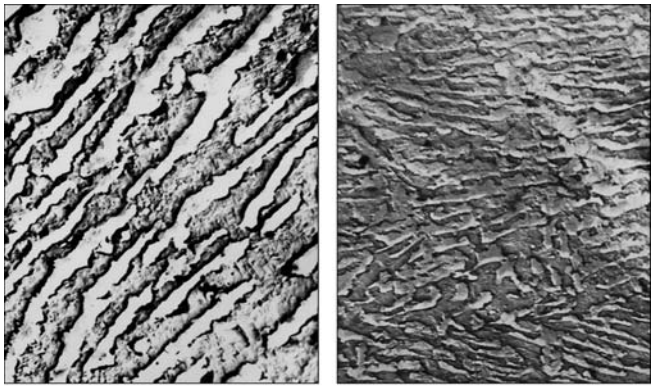
Рис. 6. Схема расположения фаз в медистом перлите:
1 – цементит; *2* – медистая ε-фаза; *3* – феррит

По данным [10] сплавы, содержащие 0,78 % мас. Cu и 3,3 % мас. C, имеют тонкопластинчатую перлитную матрицу, обеспечивающую повышение $\sigma_в$ до 1000 МПа при относительном удлинении 5...6 %. В работе [1] также отмечается, что легирование медью существенно повышает прочностные свойства перлитного чугуна с шаровидным графитом без заметного снижения пластичности. В работе [2] приведена количественная оценка влияния меди, составляющая в чугуне с шаровидным графитом примерно 65 МПа на 1 % Cu. Эти и другие особенности влияния меди некоторые исследователи оценили как аномальные и даже загадочные [10].

Авторами статьи исследованы некоторые особенности сплавов со структурой медистого перлита, обусловленные композиционным характером этой структуры. Известно, что увеличение количества перлита в структуре ферритно-перлитных сплавов и измельчение структуры перлита (уменьшение размеров перлитных зерен и межпластиночного расстояния в перлите) приводят к повышению прочностных свойств сплавов, независимо от того, каким способом это достигается (термической обработкой, легированием или другими способами). Поэтому целью данной части работы было выделить только те особенности свойств, которые обусловлены другими факторами влияния меди.

В связи с этим экспериментальное исследование проведено со следующими особенностями методики. В качестве объекта исследования выбран высокопрочный чугун с шаровидным графитом, причем проведено сопоставление чугуна, не содержащего медь и легированного ~1 % мас. Cu. Отливки диаметром 30 мм и длиной 300 мм из обоих чугунов подвергали специальной термической обработке, включающей отжиг для графитизации возможных включений свободных карбидов, нормализацию, обеспечивающую полную перлитизацию структуры и измельчение перлита, и отпуск для снятия внутренних напряжений. Химический состав обоих чугунов, % мас.: 3,3...3,4 C; 2,7...2,8 Si; 0,25...0,3 Mn (ост. Fe). Второй чугун дополнительно легировали медью в количестве 1 %.

Предварительный металлографический анализ чугунов в образцах, вырезанных из термообработанных отливок, показал идентичность структуры обоих чугунов: структурно свободных карбидов в чугунах не было, количество структурно свободного феррита в обоих случаях не превышало 5 %, перлит был сорбитизирован с межпластиночным расстоянием 0,25...0,3 мкм. Однако результаты механических испытаний показали существенное различие свойств обоих чугунов:



а) *б)*

Рис. 7. Микроструктуры перлита в нелегированном чугуне (*а*) и в медистом чугуне (*б*). ×15000×2

– в нелегированном чугуне $\sigma_в$= 820...880 МПа, δ = = 1...2 %, *КС* = 10...15 Дж/см^2;

– в чугуне, легированном медью, $\sigma_в$ = 880...940 МПа, δ = 4...5 %, *КС* = 25...35 Дж/см^2.

В связи с выявленным различием в свойствах были проведены более тщательные металлографические исследования при больших увеличениях на электронном микроскопе (рис. 7). Во-первых, была установлена более существенная разница межпластиночного расстояния *а* в перлите в обоих случаях: в нелегированном чугуне *а* ≈ 0,3 мкм, в медистом чугуне *а* ≈ ≈ 0,2 мкм. Особенно значительное различие в толщине цементитных пластин: в нелегированном чугуне ~0,1 мкм, в медистом чугуне ~0,05 мкм.

Таким образом, в медистом перлите пластинки цементита значительно (примерно в 2 раза) тоньше, чем в безмедистом. Поэтому выше и их склонность к деформации без разрушения. Усиливается этот эффект и пластичным медистым покрытием цементитных пластин. Легирование перлита медью, а также комплексом элементов, содержащих медь, позволяет существенно расширить рамки рационального изменения геометрических параметров перлита для усиления эффекта его композиционного влияния на свойства.

Влияние меди на микрокомпозиционное структурирование феррита в ВЧШГ. Растворимость меди в феррите чугуна существенно зависит от температуры и химического состава феррита. Если при температуре эвтектоидного равновесия 729 °С в системе Fe–C–Cu растворимость меди в феррите составляет около 0,6 % ат., то при 400 °С она снижается до ~0,1 % ат., а при комнатной температуре совсем незначительна [7].

В связи с малой растворимостью углерода в феррите его влияние сказывается слабо, и растворимость меди в углеродистом феррите примерно такая же, как и в системе Fe–Cu. Кремний увеличивает растворимость меди в α-фазе, но до содержания 6...7 % ат. Si это влияние небольшое. Взаимовлияние меди и кремния сказывается также и на большей склонности комплексно-легированного феррита к расслоению. Медь хорошо растворяется в фазе α_1, которая в системе Fe–C–Si–Cu представляет собой твердый раствор на основе комплексного соединения $(Fe,Cu)_3Si$.

1. Механические свойства ферритных ВЧШГ

Чугун	Средние значения свойств			
	Твердость НВ	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Ударная вязкость *КС*, Дж/см^2
Без Cu	175	565	13	76
0,6 % мас. Cu	195	620	10	70

2. Влияние меди на механические свойства ферритных ВЧШГ

Влияние 1 % мас. Cu по механизмам старения	Изменение свойств			
	твердости ΔНВ	предела прочности $\Delta\sigma_в$, МПа	относительного удлинения $\Delta\delta$, %	ударной вязкости Δ*КС*, Дж/см^2
I	~ 10	~ 30	0	–
II	20...25	60...65	–(6...7)	–
Суммарное	30...35	90...95	–(6...7)	~ (–10)

Таким образом, медь в кремнистом феррите оказывает значительное влияние на его микрокомпозиционную гетерогенизацию по двум механизмам старения: I – за счет интенсификации спинодального расслоения на смесь фаз α и α_1; II – путем выделения дисперсных включений медистой фазы ε. При достаточном легировании феррита медью эффект его упрочнения может быть очень существенным.

Ранее в работе [2] было выявлено упрочнение ферритного ВЧШГ по второму механизму, составляющее повышение предела прочности $\Delta\sigma_в$ = 60...65 МПа и повышение твердости ~20...25 НВ на 1 % мас. Cu при снижении относительного удлинения на 6...7 %. Близкие количественные результаты получены и авторами работы [12].

Для оценки упрочняющего действия меди на свойства ферритного ВЧШГ по обоим выявленным механизмам и разделения по каждому из них проведен дополнительный эксперимент. Исследовали чугун, содержащий 3,4 % мас. С, легированный кремнием (4 % мас.) и медью (0,6 % мас.). С использованием результатов механических испытаний (табл. 1) и приведенных выше данных [2] рассчитано изменение свойств чугуна, приходящееся на легирование чугуна 1 % мас. Cu (табл. 2).

Полученные экспериментальные данные показывают, что медь существенно влияет на микрокомпози-

ционное структурирование феррита, повышая его прочностные свойства при сравнительно небольшом снижении пластичности и ударной вязкости.

Выводы

1. Графитизирующее действие меди не является постоянным и зависит от химического состава чугуна. При кристаллизации чугунов с повышенным содержанием меди появляются пленочные выделения медистой ε-фазы. Обволакивая графитные включения, особенно на первых стадиях их формирования, медистая фаза предотвращает их дальнейший рост, что приводит к переохлаждению оставшегося расплава и формированию отбеленной структуры.

2. Эффект отбеливающего действия меди не всегда имеет негативный характер, он может быть и специально использован при получении половинчатых чугунов с особыми свойствами. Включения медистой фазы в таких чугунах обеспечивают значительное преобразование и измельчение структуры, препятствуя росту включений графита и цементита, устраняя ледебуритный характер отбела и обеспечивая получение композиционной структуры.

3. Используя влияние пленочных включений медистой ε-фазы и регулируя соотношение графитных и карбидных включений вплоть до полного устранения последних путем термической обработки чугуна, можно обеспечить получение полностью графитизированной структуры с резко измельченными графитными включениями компактной формы. Перлитный чугун с такой структурой обладает очень хорошими антифрикционными свойствами и может быть эффективно использован в особо нагруженных узлах трения.

4. В медистом перлите может быть обеспечен дополнительный эффект композиционного упрочнения как путем общего измельчения структуры, так и за счет уменьшения толщины цементитных пластин, у которых значительно увеличивается склонность к деформации без разрушения. Усиливается этот эффект и пластичным медистым покрытием цементитных пластин. Легирование перлита медью позволяет существенно расширить рамки рационального изменения геометрических параметров перлита с целью усиления эффекта его композиционного влияния на свойства сталей и чугунов.

5. Медь в кремнистом феррите оказывает значительное влияние на его микрокомпозиционную гетерогенизацию по двум механизмам старения: I – за счет интенсификации спинодального расслоения на смесь α-фаз; II – путем выделения дисперсных включений медистой фазы ε.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сильман Г.И., Тейх В.А., Сосновская Г.С.** Медь в отливках из чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом // Литейное производство. 1975. № 10. С. 8–9.

2. **Медь** в черных металлах / под ред. И. Ле Мея и Л.М.-Д. Шетки; пер. с англ. под ред. О.А. Банных. М.: Металлургия, 1988. 312 с.

3. **Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В.** О механизмах влияния меди на формирование структуры в чугуне // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 18–22.

4. **Сильман Г.И., Камынин В.В., Тарасов А.А.** Влияние меди на структурообразование в чугуне // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. № 7. С. 15–20.

5. **Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В.** Расчет, построение и анализ изотермических разрезов диаграммы Fe–C–Cu // Вестник БГИТА. 2009. № 2. С. 86–98.

6. **Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В.** Политермические разрезы диаграммы и схема фазовых равновесий в стабильной системе Fe–C–Cu // Вестник БГИТА. 2009. № 2. С. 99–110.

7. **Сильман Г.И.** Особенности микрокомпозиционного структурирования феррита в чугунах с шаровидным графитом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 11. С. 10–15.

8. **Сильман Г.И.** Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. М.: Машиностроение, 2007. 302 с.

9. **Сильман Г.И.** Половинчатые чугуны. Классификация, структура, свойства, применение // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 2. С. 10–13.

10. **Крестьянов В.И., Бакума С.С., Бродова И.Г. и др.** Влияние легирования медью на особенности структуры и свойства высокоуглеродистых сплавов железа // ФММ. 2000. Т. 90. № 2. С. 65–71.

11. **Овчинников В.И., Тютин Д.В., Зволинский А.С.** Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1992. № 1. С. 10–11.

Григорий Ильич Сильман, д-р техн. наук,
tkmsil@mail.ru;
Виктор Викторович Камынин, канд. техн. наук;
Владимир Владимирович Гончаров, аспирант

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 08.04.2010 г. Подписано в печать 21.06.2010 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,25. Заказ 454. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.