ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 4 апрель 2011

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Семёнов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь. Тиксоштамповка	
и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 3. Структура	
и механические свойства тиксоштампованных сплавов	C
Залазинская Е.А., Залазинский А.Г. Моделирование процесса пробивания	
преграды деформируемым цилиндром 1	3
Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А., Доценко Д.В. Силовые параметры	
штамповки концентрических и эксцентрических переходов осевым обжимом	
трубных заготовок	1

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

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", 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора: СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. **БОГАТОВ А.А.** БОКОВ А.А. ГАРИБОВ Г.С. **FPOMOB B.E.** ГУН И.Г. ЕВСЮКОВ С.А. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. MOPO3 5.C MYPATOB B.C. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ΠΟЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. IIIEPKVHOB B C ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: ДЮБКОВА Н.В. СЕРИКОВА Е.А. КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

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

SCIENTIFIC **TECHNICAL** AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIO IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 4 April 2011

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

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

Editorial Assistants: 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. 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. KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

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

Voronin Yu.F., Shevchenko S.P., Voronin S.Yu., Chernyshova N.A., Badeshko S.K. Foundry defects of castings "frame lateral" for cars Russian

Railways		3
Boldin A.N.	Allocation of aromatic hydrocarbons in Cold-Box-amine process	6
ll'insky A.M.	Development of prototype equipment for thermoemission hollow	
cathode vacu	um welding	8

Forging and Stamping Productions

Semenov B.I., Kushtarov K.M., Dzhindo N.A., Ngo Thanh Binh. Thixoforging	
and thixoextrusion of semisolid alloys slyrries. Part 3. Structure and mechanical	
properties of thixoextruded alloys	10
Zalazinskaya E.A., Zalazinsky A.G. Simulation of plate perforation process	
by deformable cylinder	13
Luk'yanov V.P., Matkava I.I., Boyko V.A., Dotsenko D.V. Applied force parameters	
of stamping of concentric and eccentric transitions by axial compression	
of tube billets	21

Rolling and Drawing Productions

Baranov G.L., Chechulin Yu.B., Ziomkovsky V.M., Pesin Yu.V. Dynamic loads at grapping of billet by rolls of automatic mill 27

Physical Metallurgy and New Materials

Kostina M.V., Rigina L.G., Bannykh O.A., Blinov V.M., Muradyan S.O. Development
of new nitrogen alloyed cast high-corrosion-resistance and high-strength
austenitic steel. Part 2. Investigation of alloying elements influence
on composition-stable nitrogen content and phase composition after corrosion
resistant Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb alloys cristallization
Kolesov S.S., Kondrat'ev S.Yu., Chizhikov V.V., Shvetsov O.V. Investigation
of structure and mechanical properties of drill pipe made of alloy D16T
after exploitation in oil production
Makarenko K.V. Analysis of structurization processes in cast irons

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"

 $\ensuremath{\mathbb{C}}$ "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

литейное и сварочное

УДК 621.747

Ю.Ф. Воронин, С.П. Шевченко*, С.Ю. Воронин**, Н.А. Чернышова,

С.К. Бадешко (Волгоградский государственный технический университет, * ОАО НПК "Уралвагонзавод", г. Нижний Тагил, ** ООО "ЛП-система", г. Волгоград)

LIDONBEOTCLEV

Литейные дефекты отливок "рама боковая" для вагонов РЖД

Рассмотрены основные дефекты отливки "рама боковая", являющейся наиболее сложной отливкой в РЖД, природа их возникновения, в краткой форме — способы их ликвидации.

The main defects of casting "frames lateral", is the most difficult casting in the Russian Railways, the nature of their occurrence, in short form - ways of their liquidation are considered.

Ключевые слова: отливка; качество; брак литья; системный подход; вторичное окисление; горячая трещина; усадочная раковина; ликвидация брака.

Keywords: casting; quality; moulding marriage; system approach; secondary oxidation; hot crack; shrinkable bowl; marriage liquidation.

Эффективность и конкурентоспособность заводов, производящих отливки для РЖД, зависят от качества выпускаемого литья. Под качеством надо понимать не только хороший вид отливок, но и отсутствие дефектов по толщине стенок (особенно в местах динамического воздействия на отливки), которые могут привести к разрушению отливок.

Изучение дефектных отливок и поверхностей их излома свидетельствует о наличии на отливках "рама боковая" в большинстве случаев однотипных дефектов, к которым относятся неметаллические включения, усадочные и газовые раковины, горячие трещины, недолив отливки. Стадия зарождения трещины происходит напротив какого-либо дефекта отливки.

На рис. 1, *а* приведен фрагмент отливки с *недоливом* ее верхнего бурта. Рядом имеются сплошные наколы в форме с выходом в атмосферу, цель которых, по объяснению технолога, состояла в выводе образующегося газа за пределы формы. Заливаемый металл заполнил эти отверстия на высоту 1 см, что свидетельствует о низкой жидкотекучести металла и образовании недолива отливки. На рис. 1, *б* недолитым оказалось ребро и бурт отливки.

Для изготовления отливок используется сталь 20ГЛ, содержащая повышенное количество марганца. Следует отметить, что марганцовистая сталь агрессивна к кислым огнеупорам, материалу литейной формы и кислороду в форме (Бидуля П.Н. Технология стальных отливок. М.: Металлургия, 1961. 352 с.). В период плавки стали проводят процесс ее раскисления для повышения прочностных и технологических свойств, в том числе жидкотекучести.

После заливки металла в ковш возможна начальная стадия возникновения вторичного окисления стали. При заливке формы оксиды на поверхности металла входят в контакт с веществами, покрывающими полость формы и имеющими кислые свойства. Если форма содержит кварцевый песок, возможно образование силикатов марганца. Если температура металла низка и скорость заливки небольшая, то отливки могут быть поражены пленами вследствие контакта поверхности металла с кислородом воздуха, заполняющего полость формы. Во время контакта с кислородом активируется вторичное окисление раскисленной ранее стали. При выходе в расширенное пространство формы поверхность приобретает сморщенный вид (рис. 1, *в*).

Приведем возможные причины вторичного окисления металла:

• прерывание струи металла при заливке в воронку или чашу (на некоторых заводах по технологическому процессу допускается прерывание струи металла от 3 до 8 раз);

 увеличенный путь течения металла от стояка к буксовым проемам отливки и далее двумя встречными потоками вдоль отливки;

• отсутствие рассредоточенного подвода металла, позволяющего увеличить скорость и уменьшить время заливки до определенной величины. Однако, как отмечено в работе В.Г. Грузина (Температурный режим литья стали. М.: Металлургиздат, 1962. 351 с.), из соображений большей производительности и получения равномерного температурного поля в отливке скорость разливки следует поддерживать максимальной. Она ограничена лишь опасностью эрозионного разрушения формы и необходимостью вывести выделяющиеся газы;

• создание окислительной атмосферы в литейной форме при заливке металла.

Дефекты, связанные с волнистостью и заворотами на поверхности рассматриваемых отливок, также связаны с процессами вторичного окисления металла. Для снижения окисляе-

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 1. Фрагмент отливки "рама боковая":

a – с недоливом бурта; *б* – с недоливом ребра и бурта; *в* – с оксидными пленами на поверхности; *г* – с горячей трещиной; *д* – с упрочняющими ребрами и горячей трещиной; *е* – с трещиной в области радиуса *R* 55

мости стали требуется повышение ее температуры, что скажется на увеличении количества горячих трещин и усадочных раковин. Следовательно, необходимо определять оптимальные значения отмеченных выше параметров и технологических решений для создания приемлемых условий формирования отливки без неспая и недолива. Решения по этим вопросам частично освещены в работах П.Н. Бидули и В.Г. Грузина.

Горячие трещины на отливке способствуют ее возможному разрушению при длительной динамической нагрузке. Существует несколько вариантов образования и ликвидации горячих трещин [1]. На рис. 1, *е* приведен фрагмент отливки с горячей трещиной на ровной и одинаковой по толщине поверхности. На внутренней поверхности отливки в области буксового проема видны упрочняющее ребро и конец горячей трещины, расположенной рядом с ребром. Образование трещины находится рядом с местом подвода, увеличенного по размеру питателя.

Механизм образования такой трещины можно представить в следующем виде. При увеличении температуры заливаемого металла в целях повышения его жидкотекучести интенсивно разогревается место подвода увеличенного по сечению питателя. Это способствует длительному сохранению температуры в перегретом месте формы, незначительной прочности металла, что приводит к образованию горячей трещины при усадке стали. Данная ситуация относится к возникновению трещины в месте подвода горячего металла увеличенным питателем.

Второй, наиболее распространенный вариант образования горячих трещин приведен на рис. 1, *д*, на котором показан фрагмент отливки, имеющей стержень с выступающими прямыми углами, являющимися местом контакта с термическими узлами.

Механизм формирования такой горячей трещины можно представить следующим образом. При наличии термического узла и выступающего в этот узел части стержня происходит интенсивный разогрев горячим металлом выступающей части стержня, контактирующего с термическим узлом. В процессе охлаждения залитого сплава в месте контакта остается достаточно высокая температура металла и его недостаточная прочность. При усадке металла реализация усадочного напряжения происходит в области низкой прочности стали, т.е. в месте контакта разогретого угла стержня и термического узла в виде хорошо заметной горячей трещины [1].

Представленная отливка (см. рис. 1, ∂) имеет горячую трещину, расположенную вдоль термического узла. Видно, что трещина не возникает по упрочняющим ребрам, а проходит по отливке вне зоны их воздействия. В этом случае для ликвидации трещин необходимо увеличить высоту и длину ребер. Следует отметить, что горячие трещины образуются не на всех отливках, а преимущественно на залитых перегретым металлом.

На рис. 1, *е* представлен фрагмент фотографии вагона с видом рамы боковой, на которой отчетливо просматривается стадия процесса распространения трещины по радиусу *R* 55 отливки "рама боковая".

Проблема возникновения горячих трещин имеет связь с дефектами неспай и недолив через температуру заливаемого металла. Для снижения процесса вторичного окисления металла и повышения его жидкотекучести сталь перегревают, что приводит к возникновению горячих трещин.

Для снижения возможности образования неспая, недолива и горячих трещин необходимо снизить процесс вторичного окисления металла, возникающего при заливке металла в форму. Приемы снижения вторичного окисления стали описаны в советской литературе известными литейщиками и могут быть применены на заводах для повышения жидкотекучести стали без значительного перегрева металла.

Неметаллические включения в отливках занимают значительную долю. Две фотографии отливок с неметаллическими включениями, взятыми из материалов РЖД по изломам боковых рам, приведены на рис. 2. На рис. 2, а представлена поверхность излома боковой рамы по месту очагов зарождения

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА

Рис. 2. Фрагмент отливки "рама боковая" с неметаллическими включениями (а), фрагмент неметаллического включения (увеличено) (б) и фрагмент трещины с начальной стадией ее зарождения (увеличено) (в)





vсталостной трешины. В правой части излома – очаг с неметаллическими включениями и газовой раковиной. О том, что это не усадочная раковина, свидетельствует контакт раковины со стержнем. В средней части излома имеется вторичный очаг зарождения усталостной трещины. Рассмотрим очаги зарождения трещины, приведенные на следующих двух рисунках.

На рис. 2, б показан участок излома рассматриваемой отливки, имеющий очаг с неметаллическими включениями и газовой раковиной серо-синего цвета, отходящей от стержня. Стадия зарождения трещины началась от наружной поверхности отливки, которая имела микронеровности, вызванные контактом металла с поверхностью формы. Такие микронеровности следует тщательно изучать для набора информации, из которой можно определить этапы их формирования и способ нейтрализации. Имеющиеся в дефекте отливки неметаллические включения и газовая раковина ликвидируются без особых затруднений.

На рис. 2, в по центру излома отливки "рама боковая" имеется вторичный очаг зарождения усталостной трещины. Он образован также от результата контакта металла с поверхностью формы. От дефекта отходит трещина, вызванная, по-видимому, заливкой формы горячим металлом.

Трещина может образоваться от значительной разности температур в стенке отливки при ее затвердевании. С наружной поверхности, где влажная форма создает более интенсивный теплоотвод, металл кристаллизуется быстрее. Со стороны стержня металл затвердевает более замедленно. В завершающей стадии кристаллизации металла наружная поверхность отливки приобретает напряженное состояние и под воздействием усадочных напряжений могут возникнуть трещины различных размеров.

Ряд разрушенных отливок имеют на своей поверхности или в месте излома газовые раковины. На рис. 3, а приведена поверхность излома отливки с окисленной газовой раковиной в нижней части рисунка (справа) и в средней части рисунка (слева). На выделение газа из стержня указывает место соединения газовых раковин на отливке со стержнем. Начальная стадия возникновения излома отливки, представ-



Рис. 3. Фрагмент отливки "рама боковая" с газовыми раковинами на поверхности излома (а) и с газовой раковиной (б)

ленная в виде полуокружностей от поэтапного увеличения размера трещины, находится в нижней левой части отливки. Возникновение полуокружностей начинается от выступающей части со стороны формы с продолжением, похожим на трещину. Точное определение механизма образования данного дефекта затруднительно из-за нечетких фотографий поверхности излома.

Выше рассмотренного очага зарождения излома отливки имеется усадочная раковина, что свидетельствует об отсутствии прибыльной системы для питания отливки и использования при заливке формы горячего металла. Эффективным способом ликвидации усадочных дефектов является использование теплосберегающих оболочек для более длительного сохранения жидкого металла в прибылях [2].

Другой вид газовых раковин представлен на рис. 3, б. В средней части рисунка имеются небольшая газовая раковина. Причины возникновения обеих раковин заключаются в отсутствии вентиляционных каналов для вывода образующегося газа в атмосферу [3].

Для выявления и ликвидации рассмотренных дефектов наиболее ответственных отливок, в частности "рамы боковой" для РЖД, Волгоградским государственным техническим университетом разработан комплекс автоматизированных систем (тренажеров) для бездефектного изготовления отливок.

В системах подробно рассматриваются следующие группы дефектов: светлые газовые раковины, окисленные газовые раковины, трещины, усадочные дефекты, неметаллические включения, неспай и недолив, ужимины и др. В системах детально рассматриваются и определяются разновидности дефектов исследуемого брака отливок, определяются этапы их формирования, изучаются условия возникновения и ликвидации дефектов с использованием имитационного моделирования происходящих в литейной форме процессов и др.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воронин Ю.Ф. Система определения и ликвидации трещин в отливках из чугуна и стали: учеб. пособие с грифом Минвуза. Волгоград: ВолгГТУ, 2010. 155 c.

2. Воронин Ю.Ф. Система определения и ликвидации усадочных дефектов в отливках из чугуна и стали: учеб. пособие с грифом Минвуза. Волгоград: ВолгГТУ, 2010. 144 с.

3. Воронин Ю.Ф. Система определения и ликвидации окисленных газовых раковин в отливках из чугуна и стали: учеб. пособие с грифом Минвуза. Волгоград: ВолгГТУ, 2010. 119 с.

> Юрий Фёдорович Воронин, д-р техн. наук, voronin@vstu.ru;

Сергей Павлович Шевченко, главный инженер; Сергей Юрьевич Воронин, исполнительный директор;

Наталья Андреевна Чернышова, магистрант; Сергей Константинович Бадешко, магистрант

УДК 621.74

А.Н. Болдин (Московский государственный индустриальный университет)

Выделение ароматических углеводородов в Колд-бокс-амин-процессе

Рассмотрены современные методы уменьшения выделения ароматических углеводородов в Колд-бокс-амин-процессе.

Modern ways of reducing of aromatic hydrocarbons in Cold-box-amine-process are considered.

Ключевые слова: ароматические углеводороды; Колд-бокс-амин-процесс; экология; растворители.

Keywords: aromatic hydrocarbons; Cold-box-amine-process; ecology; solvents.

Выделения токсичных паров *ароматических углеводородов* (АРУ) в воздух рабочей зоны ухудшают экологические показатели технологии *Колд-бокс-амин-процесс* (КБАП).

На стержневых участках источником ароматических углеводородов может служить неполярный растворитель для полиизоцианатного компонента связующего, обозначаемого обычно как К2. На участках заливки, остывания и выбивки отливок источником АРУ является тот же неполярный растворитель в К2. Кроме того, АРУ поступают как "осколки" термического расщепления полиуретанового полимера.

Очевидно, что переход на неполярные растворители "неароматического типа" для К2 позволит исключить выделения ароматических углеводородов на стержневых участках и существенно ограничить их выделения на участках заливки, остывания и выбивки отливок. Именно в этом направлении шло совершенствование связующей системы, предназначенной для Колд-бокс-амин-процесса.

В качестве АРУ, как правило, рассматривают бензол, толуол, ксилол. Их суммарное выделение в воздух рабочей зоны обозначают ВТХ-индексом (где В – бензол, Т – толуол, Х – Хуlene – ксилол). Наиболее опасен из указанных веществ бензол, его ПДК максимально разовая / в рабочей зоне 15/5 мг/м³, для толуола и ксилола ПДК = 150/50 мг/м³.

Первым эффективным шагом в направлении исключения АРУ из состава растворителей в К2 было применение метиловых эфиров растительных масел (рапсового, льняного и др.). При этом достигли полного исключения выделений паров АРУ на стержневом участке и заметного сокращения их на участках заливки, остывания и выбивки отливок (табл. 1).

Снижение ВТХ-индекса на участках заливки, остывания и выбивки отливок составило 73,35...95,44 %.

Положительное влияние растворителя в виде метиловых эфиров растительных масел сказывается также на более благоприятном расположении кривых общего газовыделения (в координатах "давление газа время газовыделения") из опытного стержня, погружаемого в жидкий металл (1500...1502 °C).

Согласно [1], первый максимум давления ослабляется примерно на 20 % и смещается вправо по времени от 1,5 до 3 с. Еще больший эффект наблюдается в случае, если тот же стержень предварительно окрашен водоразбавимым противопригарным покрытием с последующей его подсушкой: первый максимум, зафиксированный через 5 с, в случае К2 с новым типом растворителя фиксируется через 30 с.

1. Уменьшение удельных выделений АРУ и ВТХ-индекса при замене в К2 растворителя на основе АРУ растворителем в виде метиловых эфиров растительных масел [1]

		Удельные газовыделения, мг/кг смеси										
Температура, °С [*]	K2 c	с раствори	телем на о	снове АРУ	К2 с раст	Снижение ВТХ-индекса,						
	Бензол	Толуол	Ксилол	ВТХ-индекс	Бензол	Толуол	Ксилол	ВТХ-индекс	70			
400	55,0	37,1	46,1	138,2	2,5	1,7	2,1	6,3	95,44			
500	75,0	50,6	62,8	188,4	10,0	6,8	8,4	25,2	86,62			
600	225,0	152,0	188,4	565,4	60,0	40,5	50,2	150,7	73,35			
700	275,0	185,7	230,3	691,0	65,0	43,9	54,4	163,3	76,37			
800	357,5	241,4	299,4	898,3	90,0	60,8	75,4	226,2	74,82			
*Продолжит	*Продолжительность пиролиза в среде азота 30 мин.											

T		6								
гемпература в среде	К2 с растворителем в виде метиловых эфиров растительных масел [1]					К1 и К2 с растворителем в виде метиловых эфиров жирных карбоновых кислот [2]				
usoru, e	Бензол	Толуол	Ксилол	ВТХ-индекс	Бензол	Толуол	Ксилол	ВТХ-индекс	,,,	
400	2,5	1,7	2,1	6,3	1,1	0,8	0,9	2,8	55,56	
500	10,0	6,8	8,4	25,2	2,2	1,5	1,9	5,6	77,78	
600	60,0	40,5	50,2	150,7	12,1	8,2	10,2	30,5	79,73	
700	65,0	43,9	54,4	163,3	22,05	14,95	18,5	55,5	66,01	
800	90,0	60,8	75,4	226,2	29,8	20,2	24,95	74,95	66,87	

2. Удельные выделения АРУ при использовании в связующем растворителя в виде метиловых эфиров карбоновых кислот [2]

Описанная улучшенная связующая система получила наименование Eco-Cold-Box-Systeme. Однако несмотря на положительные результаты ее применения, оставалась проблема сильного запаха и густого дымовыделения на заливке. Особенно остро это проявлялось при кокильном литье со стержнями по КБАП, так как при этом отсутствовала формовочная смесь, играющая роль фильтра. Дополнительным аргументом для проведения дальнейших разработок в Германии по снижению запаха и дымовыделения было расположение некоторых старых литейных цехов в городской черте.

Следующая генерация связующих по КБАП характеризовалась применением растворителя в К1 и К2 метиловых эфиров жирных карбоновых кислот ($C_{15}...C_{19}$) вместо метиловых эфиров растительных масел. Благодаря своему строению новые растворители совмещали функцию как полярных (для К1), так и неполярных (для К2):

> С₁₅...С₁₉ –С–ОСН₃ || О Неполярная Полярная

часть часть

Растворители данного типа имеют температуру кипения выше 300 °С и, следовательно, слабо испаряются, а также практически не обладают запахом. Их состав в качестве основы включает в себя метиловые эфиры олеиновой, линолевой, линоленовой и пальмитиновой кислот [2].

В табл. 2 приведены удельные выделения АРУ на связующем нового поколения, содержащем раствори-

3. Удельные выделения алифатических углеводородов метанового ряда [2]

Температура, °С	Удельные выделения алифатических углеводородов метанового ряда,
300	2797 5
500	2797,5
500	2499,2
700	2281,4
900	1902,1

тель на основе метиловых эфиров указанных карбоновых кислот. При этом массовое соотношение бензола, толуола и ксилола в суммарном выделении принято согласно [1].

Таким образом, применение новой генерации связующего позволило снизить уровень выделений АРУ еще на 55,56...79,73 %.

Из патента [3] известны связующие следующего (четвертого) поколения с растворителями на основе органосиликатов. Их применение не влияет на ВТХ-индекс, но будет существенно благоприятнее по выделениям алифатических (линейного строения) углеводородов метанового ряда. Однако положение с выделением алифатических углеводородов не является критическим, так как они характеризуются высокими показателями ПДК в воздухе рабочей зоны (в России – 900/300 мг/м³). Удельные выделения алифатических углеводородов метанового ряда приведены в табл. 3 (использовано связующее на растворителе в виде метиловых эфиров жирных карбоновых кислот; пиролиз в среде азота).

Указанные выше данные по газовыделениям получены в лабораторном эксперименте. Существуют также многочисленные технологические пробы, позволяющие замерить газовыделения непосредственно при заливке металла. Сразу после заливки пробу накрывают герметичным кожухом.

Выделяющиеся газообразные продукты пиролиза в токе инертного газа (азота) направляются к газоанализаторам и к олфактометру — прибору для определения интенсивности запаха в условных единицах. За рубежом олфактометрию широко применяют при оценке санитарно-гигиенических преимуществ новых генераций связующих по КБАП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ladegourdie G., Schuh W. New environmentally compatible cold-box binder systems // Foundryman. 1997. № 12. P. 434–436.

 2. Torbus M., Ladegourdie G. (Hüttenes-Albertus Chemische Werke GmbH.).
 Operationel experience with new generation Cold-box systems // Casting Plant + Technology International (CP + T). 1999. № 4. P. 4–6, 8, 9.
 3. Torbus M., Ladegourdie G. (Hüttenes-Albertus Chemische Werke GmbH.).

3. Torbus M., Ladegourdie G. (Hüttenes-Albertus Chemische Werke GmbH.). Bindemittelsystem für Formstoffmischungen zur Herstellung von Formen und Kernen: пат. ЕР № 1 057 554, МКИ 22 С 1/22, опубл. 2000.

4. Weicker G., Chmielewski D. Es war Zeit für etwas Neues-Gesamtheitliche Betrachtung eines optimierten Cold-Box-Systems // Giesserei-Rundschau. 2004. Vol. 51. N 7/8. P. 133–135.

Александр Николаевич Болдин, канд. техн. наук, boldinhot@mail.ru

А.М. Ильинский (ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

Разработка опытного образца оборудования для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме

Приведены результаты разработки оборудования для сварки термоэмиссионным полым катодом (СТПК) в вакууме конструкций из титановых сплавов. Определены основные требования к системам, входящим в состав комплекта оборудования для СТПК в вакууме.

The results of development of prototype equipment for thermoemission hollow cathode vacuum welding of titanium alloys structures are given. The main requirements for systems included in equipment packages for thermoemission hollow cathode vacuum welding.

Ключевые слова: сварка термоэмиссионным полым катодом; вакуумная камера; плазмообразующий газ; титановые сплавы.

Keywords: thermoemission hollow cathode welding; vacuum chamber; orifice gas; titanium alloys.

Способ *сварки термоэмиссионным полым катодом* (СТПК) в вакууме – вид сварки, сочетающий простоту оборудования для дуговой сварки и наличие эффективной вакуумной защиты сварного шва, что характерно для электронно-лучевой сварки (ЭЛС). По своим энергетическим характеристикам СТПК приближается к ЭЛС, что обеспечивает снижение деформаций сварных соединений.

Сварка осуществляется в вакуумной камере при давлении 1·10⁻²...1·10⁻⁴ мм рт. ст. (1,33...1,33·10⁻² Па) с микроподачей внутрь полого катода плазмообразующего газа (аргона) 1,8...2,0 л/ч. Для СТПК можно использовать вакуумные камеры, применяемые для ЭЛС или дуговой сварки в контролируемой атмосфере. СТПК в вакууме применяют для сварки широкого

спектра различных титановых и ниобиевых сплавов, коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и др.

В настоящее время сварка термоэмиссионным полым катодом в вакууме используется при изготовлении шар-баллонов из титановых сплавов. Однако существующее оборудование для СТПК (сварочные головки, системы газоснабжения, управления и возбуждения разряда) физически изношено и морально устарело. Многие конструктивные и технологические решения требуют доработки с учетом современной элементной базы и опыта, накопленного за прошедшие годы.

Разработка комплекса оборудования (сварочная головка, система возбуждения дугового разряда, система газоснабжения, аппаратура управления и источник питания) для СТПК в вакууме, а также технологического процесса СТПК титановых сплавов тол-



Рис. 1. Схема установки для СТПК в вакууме

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 2. Сварочная горелка с полым катодом



Рис. 3. Аппаратура управления процессом СТПК в вакууме

щиной 3...10 мм позволит повысить качество сварных соединений в результате улучшения формирования сварного шва и снижения сварочных деформаций.

Для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме узлов из титановых сплавов необходимо следующее оборудование: головка для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме; аппаратура управления процессом сварки; система возбуждения дугового разряда; система газоснабжения; источник питания.

Схема установки для СТПК в вакууме представлена на рис. 1.

Оборудование для СТПК в вакууме монтируется в серийных вакуумных камерах, применяемых на предприятиях для ЭЛС (например, ЭЛУ-4 или ЭЛУ-5) или для дуговой сварки в контролируемой атмосфере.

Разрабатываемая головка для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме должна быть выполнена из немагнитных материалов, работоспособных в условиях вакуума.

Сварочная головка состоит из следующих основных узлов: водоохлаждаемой горелки (рис. 2) с дополнительным электродом для возбуждения дугового разряда; механизмов вертикального и поперечного



Рис. 4. Система газоснабжения

Основные характеристики опытного образца оборудования для СТПК в вакууме

Параметр	Значение
Толщина свариваемых соединений, мм	310
Максимальный ток сварки, А	350
Скорость сварки, м/ч	1040
Напряжение холостого хода источника, В	4550
Скорость подачи присадочной проволоки, м/ч	1060
Диаметр присадочной проволоки, мм	1,22,0
Давление в камере, мм рт. ст. (Па)	$ \begin{array}{c} 1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-4} \\ (1, 33 \dots 1, 33 \cdot 10^{-2}) \end{array} $
Расход аргона, л/ч	1,82,0

перемещения горелки, состоящих из направляющих с каретками и приводов; механизма подачи присадочной проволоки, включающего привод подачи; подающих роликов и боудена; комплекта кабелей; комплекта шлангов для подачи аргона и охлаждающей воды.

Аппаратура управления (рис. 3) выполнена из функциональных устройств, конструктивно состоящих из отдельных блоков и модулей (плат), содержит: силовой блок; блок управления и регистрации параметров сварки; блоки управления приводами; переднюю панель с индикатором и органами управления; заднюю панель с подводом питания. Данная аппаратура управления позволяет регистрировать параметры процесса сварки в реальном режиме времени.

Система возбуждения разряда с полым катодом конструктивно обеспечивает возбуждение высокочастотного разряда между полым катодом и дополнительным электродом, расположенным внутри катода.

Система газоснабжения (рис. 4) за счет применения дозатора обеспечивает подачу внутрь полого катода требуемого количества плазмообразующего газа.

Основные характеристики опытного образца оборудования для СТПК в вакууме приведены в таблице.

> Александр Михайлович Ильинский, зам. начальника отделения, info@tmnpo.ru

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

LIDONBBOTICLEO



УДК 669.2.017:620.18

Б.И. Семёнов, К.М. Куштаров, Н.А. Джиндо, Нго Тхань Бинь (*МГТУ им. Н.Э. Баумана*)

Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 3. Структура и механические свойства тиксоштампованных сплавов*

Выявлены новые особенности структурообразования при прессовании тиксозаготовок из литейных и деформируемых сплавов. Установлено, что у некоторых сплавов в очаге деформации возможно не только преобразование сферических частиц твердого раствора в волокна, но и следующий за этим распад волокон в очень мелкие индивидуальные зерна с высокоугловыми границами. Изучены закономерности изменения твердости в пресс-остатках и по сечению прутков из литейных и деформируемых сплавов.

New features of structure formation during thixoextrusion of cast and wrought semisolid alloy slurries are revealed. It is established that in the deformation center of some alloys it is possible not only transformation of solid phase spherical particles to fibers, but also disintegration of fibers to very small individual grains with high angle-shaped borders. The regularity of hardness change in the press remainder and in sections of casting and wrought alloys rods are studied.

Ключевые слова: литейные и деформируемые сплавы; структурообразование из тиксозаготовок; морфология; механические свойства.

Keywords: cast and wrought alloys; structure formation from alloy slurries; morphology; mechanical properties.

Как показано в части 2, максимальная скорость истечения и максимальное вытягивание кристаллов α -фазы достигается у стенки контейнера, формируемой матрицей, но одновременно у цилиндрической стенки контейнера образуется жидкая прослойка. Мертвые зоны отсутствуют.

В большей части пресс-остатка исходная структура тиксозаготовки сохраняется без изменения. По внешним признакам очаг деформации напоминает очаг деформации, возникающий при обратном выдавливании очень пластичного, однородно нагретого твердого металла при низком коэффициенте трения. Размеры пресс-остатков и диаметры прессованных прутков позволяют изучить механические свойства штампованных сплавов с помощью измерения твердости изучаемых объектов.

Пример строения очага деформации, а также строение не деформированного материала в пресс-остатке, формируемое при истечении суспензированного высокопрочного сплава B95, приведены на рис. 1 и 2. Анализ микроструктуры объекта позволяет выявить новые особенности структурообразования из тиксозаготовок, ранее не описанные в публикациях.

Новизна информации заключается в том, что в очаге деформации происходит не только преобразование сферических частиц твердого раствора в волокна, но и следующий за этим распад (преобразование) волокон в очень мелкие индивидуальные зерна с высокоугловыми границами.



Рис. 1. Макро- и микроструктура сплава В95 в пресс-остатке

^{*} Части 1 и 2 см. в № 2 и 3 за 2011 г.



Рис. 2. Изменение микроструктуры и твердости сплава В95 в пресс-остатке в результате сверхпластической деформации твердого раствора суспензированной тиксозаготовки (начало координат совпадает с верхней частью пресс-остатка, прилегающей к плунжеру)

На рис. 2 более подробно показаны структурные изменения, наблюдаемые в образце при движении по оси пресс-остатка от точки *6* к точке *10* (см. рис. 1) и

HV1 100 происходящее при этом изменение макротвердости (HV1) материала. Все измерения выполнены на автоматическом твердомере DuraScan 20, за что авторы

> выражают искреннюю признательность руководству фирмы ООО "Мелитек".

Как следует из экспериментальных данных, образование ультрамелкозернистой структуры начинается внутри контейнера на достаточном удалении от отверстия в матрице и интенсивно протекает только в легированных сплавах. Новые границы зерен начинают возникать при достаточно высокой степени деформации кристаллов твердого раствора, являясь, по-видимому, местом стока и предпочтительного накопления растворенных при-



Рис. 3. Изменение микроструктуры и твердости сплава Д1 (2014) в пресс-остатке





16

месей и образования зародышей новой твердой фазы.

В сплаве В95 этот процесс сопровождается заметным ростом прочностных характеристик прессованного материала, в сплаве Д1 (2014) можно увидеть некоторую тенденцию к снижению (рис. 3). Установленные закономерности изменения твердости в пресс-остатках имеют вид, показанный на рис. 4. Значения твердости металлов на выходе из контейнера близки к значениям, измеренным в поперечном сечении прессованных прутков (рис. 5), и могут быть изменены термообработкой.

Следует отметить, что металличе-

ские сплавы в твердожидком состоянии способны проявлять свойства тиксотропии и сверхтекучести только при наличии двух главных условий: в определенном интервале изменения доли твердой фазы в расплаве и при определенной ее дисперсности и морфологии. Эти условия определяют структуру новых технологий, которая включает в себя следующие обязательные этапы:

• приготовление из первоначально твердого или жидкого сплава порции металлической суспензии путем осуществления незавершенного (прерываемого) фазового перехода. В суспензии строго регламентируются объемная доля твердой фазы, морфология кристаллов и их количество в 1 см³ (рис. 6). Для этих целей можно применять разнообразные металлурги-



Рис. 5. Схема измерения и измеренные значения твердости прессованных материалов в поперечном сечении прутка:

1 – В95; 2 – Д1 (2014); 3 – АК5М2; 4 – АК7

ческие методы. В данной работе использован метод охлаждаемого желоба;

• формообразование деформированием, проводимое в режиме, наиболее благоприятном для проявления суспензией свойства тиксотропии. Производство штамповок, описанное в части 1 данной работы, осуществлено в соответствии с патентом [1].

В рамках изложенной концепции разработана и в промышленном масштабе используется большая группа разнообразных технологий, физические условия осуществления которых приведены на рис. 7. Эти условия позволяют, как правило, сохранить структуру тиксозаготовки, не приводя к ее улучшению. Задача дальнейших исследований – разработка технологий, ведущих к созданию волокнистой ("кованой") струк-









туры во всем объеме штампуемых фасонных деталей ответственного назначения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2356677. Способ и устройство для тиксоштамповки цилиндрических заготовок. Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук, semenovbi@bmstu.ru; Куштар Межлумович Куштаров, канд. техн. наук; Никита Андреевич Джиндо, аспирант; Нго Тхань Бинь, студент

УДК 621.771

Е.А. Залазинская, А.Г. Залазинский

(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)

Моделирование процесса пробивания преграды деформируемым цилиндром

Предложена многостадийная модель процесса пробивания пластины деформируемым цилиндром в результате прямого удара с достаточно простым решением для последующего компьютерного моделирования. Определены начальная скорость внедрения в преграду ударника, изменение его конфигурации. Вычислены основные размеры пробки, пройденный ударником путь до момента выбивания из мишени пробки и скорость ударника после завершения процесса пробивания преграды.

Multi-stage model having quite simple for computer simulation solving of the process of perforation plate by cylindrical deformable body as result of the normal impact is offered. The initial speed of penetration in the obstacle and the modification of impact configuration are defined. The main sizes of the plug are determined, and the speed of cylinder after completing the process of perforation the obstacle is calculated. The way passed by the cylinder till the moment when the plug is knocked out of the target is worked out.

Ключевые слова: ударное взаимодействие деформируемых тел; вариационные методы; компьютерное моделирование.

Keywords: impact interaction of deformable bodies; variation methods; computer simulation.

Первые попытки математического исследования механики пробивания преград конечной толщины связывают с работами X. Бете, осуществившего стати-

стический анализ процесса, и Г. Тейлора, применившего для исследования подход, применяемый в теории пластичности [1]. В работах [2–5] процесс пробивания преграды умеренной толщины твердым телом приняли многостадийным. В частности, в работе [2] для анализа процесса применили уравнения движения, решив их численно для случая пробивания алюминиевых пластин жесткими цилиндрами с плоским торцом.

В работах [3, 4] Д. Лисс и У. Голдсмит использовали результаты [2], распространив их на случай деформируемого пробойника. Многостадийная модель пробивания преграды деформируемым телом развивается Уолкером и Андерсоном в работе [5].

Предложенные в [2–5] и др. работах многостадийные модели основаны на значительном числе упрощающих допущений, являются полуэмпирическими и представляют существенные сложности реализации решений, поскольку содержат множество параметров, требующих экспериментального определения. В связи с этим возникла необходимость разработки более реалистичных для последующей численной реализации математических моделей, алгоритмов и программ компьютерного моделирования рассматриваемого процесса. Высокоскоростное внедрение твердых ударников сферической формы и цилиндрической формы с плоским торцом в деформируемую среду рассмотрено в работах [6–8].

В данной работе предложена многостадийная модель с достаточно простым для последующего компьютерного моделирования решением задачи пробивания пластины умеренной толщины цилиндрическим деформируемым телом.

Предположили, что толщина пластины H_p ограничена в следующих пределах $2R < H_p < 20R$, где R – радиус цилиндра (рис. 1, *a*); V – скорость ударника до удара в пластину. Деформируемые цилиндрическое тело и пластина изготовляются из материалов, в которых преобладают пластические свойства.

В результате решения задачи требуется определить скорость V_c ударника после пробивания им пластины заданной толщины, а также максимальную толщину пластины, которую можно пробить пластически деформируемым телом, разогнанным до заданной скорости.

Предположили, что на первой стадии удара, $t_0 \le t \le t_1$, в момент времени $t = t_0$ ударник входит в соприкосновение с поверхностью пластины, давление со стороны пластины на торец цилиндра увеличивается скачком, и при некотором его критическом значении передний конец цилиндра начинает деформироваться (рис. 1, δ). Это сопровождается формированием области интенсивного пластического течения материала пластины (рис. 1, ϵ).

Цилиндр, деформируясь, движется в глубь мишени с вытеснением пластически деформируемого материала пластины в сторону, противоположную движению цилиндра. Вследствие деформации цилиндра его торцы движутся с различными скоростями. В момент t_1 , который соответствует завершению деформации ударника, скорости его деформированной и недеформированной частей выравниваются.



Рис. 1. Стадии пробивания пластины деформируемым цилиндром:

 a, δ — цилиндр деформируется в результате удара; a — деформированный ударник движется как твердое тело; e — перед ударником образуется и выбивается пробка из материала пластины

На второй стадии, $t_1 < t \le t_c$, деформированный цилиндр продолжает свое движение как твердое тело. При этом наблюдается интенсивное пластическое течение материала преграды, локализующееся вблизи движущегося цилиндра.

Третья (заключительная) стадия, $t > t_c$, характеризуется образованием перед деформированным цилиндром пробки материала пластины и выбиванием ее из пластины (рис. 1, *г*).

Предположили, что в момент удара $t = t_0$ скорость заднего торца сохраняет значение *V*, а скорость переднего торца цилиндра падает скачком от значения *V* до значения *V*₁. К моменту $t = t_1$ скорости торцов цилиндра выравниваются, после чего на следующих стадиях пробивания пластины $t > t_1$ ударник продолжает движение как твердое тело. При этом скорость цилиндра, который принимает ступенчатую форму, монотонно уменьшается.

Материал цилиндра принят несжимаемым. Условие текучести для деформируемого материала задается в виде: $T = \tau_{s\,0} = \sigma_{s\,0} / \sqrt{3}$, где T – интенсивность ка-

сательных напряжений; τ_{s0} , σ_{s0} — предел текучести материала цилиндра при чистом сдвиге и одноосном растяжении (сжатии) соответственно.

В процессе решения рассматриваемой задачи предусматривается применение разрывных полей скоростей материальных частиц деформируемой преграды. Это возможно, если физическое уравнение, определяющее свойства материала деформируемой преграды, имеет вид [9]:

$$\frac{T}{\tau_s} = 1 - \exp\left(-\frac{\gamma}{\tau_s}H\right),\tag{1}$$

где H – интенсивность деформации сдвига; γ – коэффициент упрочнения; τ_s – предел текучести при сдвиге. Функция T(H) имеет обратную функцию H(T). При больших значениях γ и H деформируемый материал, свойства которого выражаются уравнением (1), ведет себя подобно идеально пластической среде; при этом $T \rightarrow \tau_s$.

Так как в начальный момент удара скорость цилиндра и материальных частиц мишени (в области интенсивного течения) велики, то на основании изложенного выше эффектами упрочнения материала мишени можно пренебречь.

1. Моделирование начальной стадии пробивания преграды. Введем для описанного выше процесса пробивания виртуальное состояние. Предполагаем известными исходные значения площади поперечного сечения ($S = \pi R^2$) и длины цилиндра *L*. Известна также плотность ρ_0 цилиндра.

На переднем торце цилиндра действует сила F_p – реакция преграды на удар, которой соответствует напряжение f_p , препятствующее поступательному движению цилиндра (рис. 2). Под действием напряжений f_p в передней части цилиндра возникает область интенсивного пластического течения — пластическая волна, которая локализуется в тонком слое высотой $\Delta h \ll L$. Пластическая волна перемещается вдоль оси *z* системы отсчета *r*, φ , *z* со скоростью v_q , при этом высота слоя не увеличивается. В предельном случае $\Delta h = dh \rightarrow 0$.

Уравнение движения недеформированной части цилиндра представили следующим образом:

$$w = \frac{d\mathbf{v}}{dt} = -\frac{1}{K_g} \frac{V^2}{h},\tag{2}$$

где $K_g = \frac{\rho_0}{\sigma_{s0}} V^2 -$ коэффициент жесткости удара.

Скорость уменьшения длины недеформированной части цилиндра следующая:

$$\frac{dh}{dt} = -(v + v_q) = -\frac{\alpha_1}{\alpha_1 - 1}(v - V_1),$$
(3)

где $\alpha_1 = R_1^2 / R^2$ – коэффициент, характеризующий изменение площади поперечного сечения деформируе-



Рис. 2. Схема деформации цилиндра:

1 — деформированный объем цилиндра; 2 — недеформированный объем; 3 — область пластического течения

мой части цилиндра, используется в качестве варьируемого параметра.

Используя (2), (3) и начальные условия $h|_{t=t_0} = L$, $v|_{t=t_0} = V$ вычислили предельную длину недеформированной части цилиндра:

$$\frac{h_*}{L} = \exp\left[-\frac{1}{2}K_g \frac{\alpha_1}{\alpha_1 - 1} \left(1 - \frac{V_1}{V}\right)^2\right],$$
 (4)

где V_1 – скорость внедрения в преграду деформированной части цилиндра.

Длина деформированной части цилиндра:

$$\frac{H_*}{L} = \left(1 - \frac{h_*}{L}\right) \frac{1}{\alpha_1}$$

Видно, что увеличение жесткости удара и уменьшение диаметра деформированной части цилиндра приводит к увеличению отношения H_*/L .

При прохождении фронта волны через элемент длиной $dz = -(v + v_q)dt$ скорость деформированной части цилиндра принимает значение V_1 . Тогда в соответствии с теоремой количества движения, с учетом условия пластичности, получили следующий результат:

$$K_{q} = \frac{F_{q}}{\pi R^{2} \sigma_{s \, 0}} = 1 + K_{g} \, \frac{\alpha_{1}}{\alpha_{1} - 1} \left(\frac{v}{V} - \frac{V_{1}}{V}\right)^{2}, \qquad (5)$$

где $K_q = F_q / \pi R^2 \sigma_{s0}$ – коэффициент ударной нагрузки на недеформированную часть цилиндра.

Ударная нагрузка принимает значения, пропорциональные коэффициенту жесткости удара и обратно пропорциональные степени деформации. Из этого следует, что деформация цилиндра смягчает действие ударной нагрузки.

Уравнение движения деформированной части цилиндра следующее:

$$w_1 = \frac{dV_1}{dt} = \frac{1}{K_g} \frac{V^2}{L-h} (K_q - K_\tau - \alpha_1 K_p) = 0, \qquad (6)$$

где $K_p = F_p / \pi R_1^2 \sigma_{s0}$ – коэффициент ударной нагрузки на деформированную часть цилиндра; $K_{\tau} = F_{\tau} / \pi R^2 \sigma_{s0}$ – коэффициент, учитывающий касательные напряжения, действующие на внешней поверхности цилиндра.

В дальнейшем применяли кинематический коэффициент $K_v = F_p / \pi R_1^2 \sigma_s$, для которого σ_s – предел текучести материала преграды. Минимальное значение этого коэффициента ($K_v = 4,6$) вычислено ниже в результате решения соответствующей вариационной задачи теории пластичности.

Определили скорость внедрения цилиндра в преграду в начальной стадии удара:

$$\frac{V_1}{V} = 1 - \sqrt{\left(\sqrt{\frac{4}{3\alpha_1}} \frac{\sigma_s}{\sigma_{s0}} \frac{H_p}{R} + \frac{\sigma_s}{\sigma_{s0}} K_v - \frac{1}{\alpha_1}\right)} \frac{\alpha_1 - 1}{K_g}.$$
 (7)

Расчеты зависимости отношения V_1/V от параметров K_g и α_1 показали, что увеличение жесткости удара и уменьшение диаметра деформированной части цилиндра приводит к увеличению отношения V_1/V .

Используя условия $\alpha \ge 1$ и H/R = 0, определили, что (7) имеет физический смысл, если $(\sigma_s/\sigma_{s0})K_v \ge 1$.

По мере проникания цилиндра в преграду его кинетическая энергия уменьшается. В соответствии с теоремой об изменении кинетической энергии [10] работа распределенных поверхностных и распределенных в объеме внешних сил расходуется на деформацию тел и приращение их кинетической энергии. Следовательно,

$$1 - \frac{V_1^2}{V^2} - \frac{2}{K_g} \left(1 - \frac{h_*}{L} \right) - \alpha_1 \frac{K_p}{2} \left(1 + \frac{h_*}{L} \right) \frac{V_1}{V} \left(1 - \frac{V_1}{V} \right) = 0.$$
(8)

Уравнение (8) приводит к следующим результатам: если V_1/V , то $h_*/L = 1$; если $V_1/V = 0$ и $h_*/L = 0$, имеем равенство $K_g = \rho_0 V^2/\sigma_{s0} = 2$. Таким образом, при условии $0 \le (K_g = \rho_0 V^2/\sigma_{s0}) \le 0$ пластическая деформация цилиндра при столкновении его с недеформируемой преградой отсутствует.

В качестве примера определили скорость прямого удара о преграду, при которой деформация цилиндра, имеющего плотность $\rho_0 = 7800 \text{ кг/m}^3$ и предел текучести $\sigma_s = 300 \text{ МПа}$, отсутствует; эта скорость $V \le 278 \text{ м/c}$.



Рис. 3. Поле скоростей материальных частиц деформируемой преграды

Процесс деформации цилиндра можно рассматривать по малым временным шагам.

Введем виртуальное состояние области интенсивного течения материала деформируемой преграды. Движение системы "цилиндр—преграда" рассматривается в системе отсчета r, φ , z и в подвижной сферической системе координат r, φ , ϑ (рис. 3). Сферическая система координат перемещается вместе с цилиндром. Векторное поле скоростей перемещения материальных частиц преграды показано на рис. 3.

Предполагается, что к переднему торцу цилиндра прилегает жесткая зона (зона прилипания). Зона прилипания является присоединенной массой. Она движется со скоростью, равной скорости деформированной части цилиндра.

Введем виртуальное поле скоростей материальных частиц деформируемой преграды в области интенсивного течения Ω_2 , ограниченной поверхностями S_1 и S_2 (см. рис. 3). В качестве кинематически допустимого поля скоростей перемещений материальных частиц для рассматриваемой области $R_1 \leq r \leq R_0$ выбрали подходящие функции [6]:

$$v_{r} = V_{1} \left[\frac{\alpha_{1}\alpha_{2}}{\alpha_{2}-1} \frac{R^{2}}{r^{2}} - \frac{1}{\alpha_{2}-1} \right] \cos \vartheta; v_{\varphi} = 0;$$

$$v_{\vartheta} = V_{1} \frac{1}{\alpha_{1}-1} \sin \vartheta,$$
(9)

где $\alpha_2 = R_0^2 / R_1^2$ — варьируемый параметр.

На границе S₁ удовлетворяются следующие условия:

$$|v_{r}|_{r=R_{1}} = V_{1} \cos \vartheta; |v_{\vartheta}|_{r=R_{1}} = V_{1} \frac{1}{\alpha_{2} - 1} \sin \vartheta; |v_{r}|_{\vartheta=0}^{r=R_{1}} = V_{1};$$

$$|v_{\vartheta}|_{\substack{r=R_{1} \\ \vartheta=\pi/2}} = \frac{1}{\alpha_{2} - 1} V_{1}.$$

На границе S₂, которая является поверхностью раздела области интенсивного течения и жесткой частью материала мишени, имеем

$$v_r|_{r=R_0} = 0; \ v_{\vartheta}|_{r=R_0} = \frac{1}{\alpha_2 - 1} V_1 \sin \vartheta.$$

Для области Ω_3 поле скоростей задали следующим образом:

$$\mathbf{v}_r = 0; \ \mathbf{v}_{\varphi} = 0; \ \mathbf{v}_z = -\frac{1}{\alpha_2 - 1} V_1.$$
 (10)

Компоненты тензора скоростей деформации для области Ω_2 имеют вид

$$\begin{aligned} \xi_{rr} &= -2V_1 f(r, \alpha_1, \alpha_2) \cos \vartheta, \ \xi_{\vartheta\vartheta} = \xi_{\varphi\varphi} = \\ &= V_1 f(r, \alpha_2) \cos \vartheta, \ \xi_{r\vartheta} = -\frac{1}{2} V_1 f(r, \alpha_2) \sin \vartheta, \end{aligned}$$

где

$$f(r, \alpha_1, \alpha_2) = \frac{\alpha_1 \alpha_2}{\alpha_2 - 1} \frac{R^2}{r^3}.$$

Скачки касательной компоненты вектора скорости на линиях разрыва скорости определили так:

на поверхности $S_1|_{r=R_1}$

$$[\mathbf{v}_1] = V_1 \frac{\alpha_2}{\alpha_2 - 1} \sin \vartheta$$

на поверхности $S_2|_{r=R_0}$

$$[\mathbf{v}_2] = \left| V_1 \frac{1}{\alpha_2 - 1} \sin \vartheta \right|.$$

Видно, что виртуальное состояние области интенсивного течения материала деформируемой преграды определено с точностью до искомых значений двух варьируемых параметров: α_1 , α_2 .

Учитывая, что согласно принятым допущениям для начальной стадии удара V_1 не является функцией времени, на основании кинематической экстремальной теоремы теории пластичности [7] для виртуального состояния уравнение сохранения механической энергии принимает вид:

$$\frac{F_p}{\sigma_s \pi R_l^2} \le K_v = \frac{1}{\sigma_s \pi R_l^2 V_l} \times \left(\int_{\Omega_2} \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} H' d\Omega + \sum_{n=1}^2 \int_{S_n} \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} [v'_n] dS \right),$$
(11)

где K_v — кинематический коэффициент, который в соответствии с экстремальной теоремой [11] должен принимать минимальное значение; штрихом отмечены варьируемые величины, связанные с виртуальными скоростями.

Так как виртуальное поле скоростей для области интенсивного течения материала преграды содержит один варьируемый параметр α_2 , то условие минимума правой части (10) имеет вид: $\partial K_v / \partial \alpha_2 = 0$.

Решению дифференциального уравнения соответствуют значения: $\alpha_2 = \alpha_2^* = 3,95$; $\ln \alpha_2^* = 1,37$ и $K_v(\alpha_2^*) = K_{v1} = 4,6$. В этом случае $R_0 = 1,99R_1 \approx 2R_1$.

Результаты исследования полученного решения показали, что в начальной стадии ударного взаимодействия повышение жесткости удара приводит к увеличению диаметра деформированной части цилиндра, уменьшает длину деформированной части цилиндра и повышает скорость проникания цилиндра в преграду.

Используя (2) и применяя один шаг итерационной процедуры, определили длительность первой стадии внедрения цилиндра в преграду. После этого вычислили глубину l_1 внедрения цилиндра в преграду для первой стадии удара

$$\frac{l_1}{H_*} = \frac{h_*}{H_*} \frac{\alpha_1^* - 1}{\alpha_1^*} \frac{V_1}{V} \left(1 - \frac{V_1}{V}\right)^{-1}.$$
 (12)

Результаты вычислений по формуле (11) показали, что для первой стадии ударного взаимодействия цилиндра и преграды повышение жесткости удара приводит к увеличению глубины проникания цилиндра в преграду. Глубина проникания составляет примерно треть длины деформированной части цилиндра.

Геометрические параметры деформированного цилиндра после завершения первой стадии пробивания преграды (пластически деформируемой пластины) определили следующим образом:

диаметр деформированной части цилиндра

$$D_* = 2R_1 = 2\sqrt{\alpha_1^* R};$$
(13)

длина цилиндра

$$L_* = L - \frac{R_1^2}{R^2} H_*.$$
 (14)

2. Моделирование второй стадии пробивания преграды. Рассматривается движение деформированного цилиндра, которое сопровождается формированием входного канала. Применяется схема пластического течения деформируемой преграды, представленная на рис. 4. На рисунке выделены цилиндр (об-



Рис. 4. Схема пластического течения деформируемой преграды

ласть Ω_0), зона прилипания (Ω_1), области Ω_3 и Ω_4 , которые представляют собой полые цилиндры, перемещающиеся вдоль оси симметрии цилиндра как твердое тело.

Выделенные области ограничены поверхностями $S_1 \dots S_5$, являющимися поверхностями разрыва касательной компоненты вектора скорости материальных частиц. На этих поверхностях касательные напряжения равны пределу текучести при сдвиге. Область $\Omega = \Omega_2 \cup \Omega_3 \cup \Omega_4$ ограничена жесткопластической средой. Движение цилиндра с зоной прилипания рассматриваем в цилиндрической системе координат r, φ , z.

Движение материальных частиц преграды в области Ω_2 рассматриваем в сферической системе координат *r*, ϑ , φ . Полагаем, что система координат *r*, ϑ , φ связана с частицей и перемещается вместе с ней.

Для виртуального поля скоростей материальных частиц в области Ω_2 выбрали подходящие функции (9), в которых $\alpha_2 = R_0^2/R_1^2$ – варьируемый параметр.

Для Ω₃ и Ω₄:

$$v_r = 0; v_{\varphi} = 0; v_z = -\frac{1}{\alpha_2 - 1}V_1.$$

Для Ω₀ и Ω₁:

$$v_r = 0; v_{\phi} = 0; v_z = V_1.$$

В области Ω_2 скорость деформаций сдвига определена соотношением (10). В объемах Ω_3 и Ω_4 деформация отсутствует, следовательно, здесь H = 0.

Допускаемые разрывы поля скоростей $[v_n]$ на границах зон S_n с номером n = 1; 2; 3; 4; 5 определены следующим образом:

$$[v_1] = [v_2] = V_1 \frac{1}{\alpha_2 - 1} \sin \vartheta;$$

$$[v_3] = V_1 \frac{1}{\alpha_2 - 1}; \ [v_4] = [v_5] = V_1 \frac{\alpha_2}{\alpha_2 - 1}$$

Физические компоненты вектора ускорения материальных частиц в области Ω_2 с учетом симметрии пластического течения относительно центра системы координат r, ϑ , φ в областях Ω_3 и Ω_4 определяли по формулам

$$w_z = \frac{w_1}{\alpha_2 - 1}; \ w_{\varphi} = w_r = 0,$$

где $w_1 = dV_1/dt$ — ускорение цилиндра.

С учетом принятых допущений и введенного поля скоростей базовый функционал вариационного уравнения для текущего момента времени t_n принял вид [6–8]:

$$J[\alpha_{2}] = \sum_{m=1}^{4} \int_{\Omega_{m}} \left(\frac{\sigma_{s}}{\sqrt{3}} H' + \rho w_{1j}^{*} v_{j}' \right) d\Omega +$$

+
$$\sum_{k=1}^{5} \int_{S_{k}} \frac{\sigma_{s}}{\sqrt{3}} [v_{k}'] dS,$$
 (15)

звездочкой помечены величины, являющиеся известными на каждом шаге. В соответствии с теоремой об изменении кинетической энергии [1, 10] ввели следующее уравнение:

$$\int_{\Omega_{2}} \frac{\sigma_{s}}{\sqrt{3}} H \Delta t_{n} d\Omega + \sum_{k=1}^{5} \frac{\sigma_{s}}{\sqrt{3}} \int_{S_{k}} [v_{k}] \Delta t_{n} dS =$$

$$= \frac{1}{2} \rho_{0} \pi R^{2} L(V_{1_{n-1}}^{2} - V_{1_{n}}^{2}) +$$

$$+ \frac{1}{3} \rho V_{1_{n-1}}^{2} \alpha_{2} \sqrt{\alpha_{2}} \pi R^{3} - \rho \sum_{m=2}^{4} \int_{\Omega_{m}} V_{i, n} (V_{i, n-1} - V_{i, n}) d\Omega.$$
(16)

Вариационное уравнение (15) совместно с соотношением (16) позволяет определить скорость V_{1_n} и ускорение цилиндра w_{1_n} . Для определения перемещения u_n применили соотношение

$$u_n = \frac{1}{2} \frac{\mathbf{v}_n^2 - \mathbf{v}_{n-1}^2}{w_n}.$$
 (17)

Глубину проникания частицы в мишень определяли по формуле

$$l^* = \sum_{s=1}^S \sum_{n=1}^N u_n,$$

где N — номер шага, соответствующий моменту завершения текущей стадии движения частицы; S — номер последней стадии процесса глубокого проникания;



Рис. 5. Схема заключительной стадии пробивания преграды

n — индекс идентифицирует номер этапа проникания цилиндра в преграду.

Поставленную задачу решали с использованием численных и символьных процедур системы компьютерной математики MATLAB.

3. Моделирование заключительной стадии пробивания преграды. Схема заключительной стадии пробивания преграды показана на рис. 5. В соответствии с представленной схемой цилиндр и присоединенная к нему масса выбитой пробки совершают поступательное движение со скоростью у вдоль оси *z*.

На рис. 5 выделены Ω_0 — объем цилиндра; Ω_1 — объем присоединенной массы (выбитая пробка); S_1 , S_2 — поверхности контактного трения деформированной части цилиндра и присоединенной к нему массы соответственно.

На основании утверждений теоремы об изменении кинетической энергии *Е* можно записать

$$\frac{dE}{dt} = \frac{1}{2} (\rho_0 \Omega_0 + \rho \Omega_1) \frac{dV_1^2}{dt} = -\sum_{n=1}^2 \int_{S_n} \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} [v_n] dS = -F_p V_1.$$
(18)

Учитывая (18), ввели соотношения для расчета кинематического коэффициента:

$$K_{\rm v} = \frac{F_p}{\sigma_s \, \pi R_1^2} = \frac{1}{\sigma_s \, \pi R_1^2 V_1} \sum_{n=1}^2 \int_{S_n} \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} [{\rm v}_n] dS \qquad (19)$$

и изменения скорости ударника

$$\frac{dV_1}{dt} = -\frac{1}{(\rho_0 \Omega_0 + \rho \Omega_1)V_1} \sum_{n=1}^2 \int_{S_n} \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} [v_n] dS.$$
(20)

Значение кинематического коэффициента для третьего этапа сравнивали с результатами вычислений этого коэффициента для второго этапа. Если для текущего второго этапа значение кинематического коэффициента оказывается равно или больше значения кинематического коэффициента, рассчитанного для третьего этапа, то это является признаком завершения текущей стадии ударного взаимодействия цилиндра и преграды и обозначает переход к заключительной стадии процесса пробивания преграды.

Уравнение (20) позволяет определить закон движения цилиндра после выбивания пробки из преграды. Скорость цилиндра после пробивания преграды следующая:

$$\frac{V_{*}}{V_{c}} = \left[1 - (H_{p} + H_{*})^{2} \frac{\Phi}{V_{c}^{2}}\right] \left[1 + (H_{p} + H_{*})^{2} \frac{\Phi}{V_{c}^{2}}\right]^{-\frac{1}{2}};$$
(21)
$$\frac{H_{p}}{R} \leq \frac{V_{c}}{R\sqrt{\Phi}} - \frac{H_{*}}{R}; \Phi = \frac{2}{K_{g}\sqrt{3\alpha_{1}}} \frac{V_{c}^{2}}{RL} \left(\frac{1}{\alpha_{1}} + \frac{\rho}{\rho_{0}} \frac{H_{p}}{L}\right)^{-1}.$$

В случае пробивания пластины толщиной H_p пробойник будет иметь остаточную скорость V_c , которую на основании закона об изменении кинетической энергии деформируемой системы можно рассчитать следующим образом:

$$V_c = \sqrt{\frac{m}{m+m_p}} \left(V^2 - k \frac{H_p}{L} \frac{\sigma_s}{\rho_0} \right), \tag{22}$$

где $m = \rho_0 \pi R^2 L$ — масса цилиндра; k — коэффициент формы цилиндра; m_p — масса пробки, выбиваемой из пластины и присоединенной к цилиндру (требует экспериментального определения, либо решения соответствующей краевой задачи).



Рис. 6. Зависимость скорости выхода V_c из мишени стального цилиндра диаметром 7,82 мм массой 7,3 г от скорости удара V по алюминиевой пластине толщиной 17,75 мм:

 – результаты вычислительного эксперимента; + – результаты натурного эксперимента [1]; – – – аппроксимация результатов натурного эксперимента

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



Рис. 7. Результаты моделирования процесса пробивания преграды деформируемым цилиндром при скорости удара 500 (1), 1000 (2), 1500 (3) и 2000 (4) м/с

На рис. 6 сравниваются результаты расчета по формуле (22) и натурного эксперимента [1] для скорости пробойника на "выходе" как функции начальной скорости. Видно, что результаты полученных вычислений удовлетворительно согласуются с данными, полученными в эксперименте, и дают лучшее приближение, когда начальная скорость немного выше баллистического предела.

4. Разработка программного обеспечения для моделирования процесса пробивания преграды и результаты компьютерного моделирования процесса пробивания преграды. Для компьютерного моделирования процесса пробивания преграды умеренной толщины деформируемым цилиндром разработан программный комплекс Shock_2. В качестве среды разработки программного комплекса использовали СКМ MATLAB и соответствующий ему язык программирования.

Программный комплекс позволил определить начальную скорость внедрения пластически деформируемого цилиндра в преграду и проследить изменение его конфигурации, вычислить путь, пройденный цилиндром до момента выбивания из него пробки, определить основные размеры пробки, а также вычислить скорость цилиндра после завершения процесса пробивания преграды.

Решена задача определения максимальной толщины преграды, пробиваемой цилиндром, имеющим начальную скорость в диапазоне 100...2000 м/с. Некоторые результаты тестирования программного комплекса показаны на рис. 7, где *l* – глубина внедрения цилиндра в преграду.

Выводы

1. Увеличение жесткости удара приводит к увеличению глубины проникания цилиндра в преграду и диаметра деформированной части цилиндра, уменьшает длину деформированной части цилиндра и увеличивает скорость проникания цилиндра в преграду; деформация цилиндра смягчает действие ударной нагрузки.

2. Получено условие отсутствия пластической деформации цилиндра при столкновении его с недеформируемой преградой (это условие представлено в виде неравенства).

3. Результаты вычислений удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными и дают лучшее приближение, когда начальная скорость несколько выше баллистического предела.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колмогоров В.Л., Джонсон У., Рид С.Р., Корбетт Г.Г. Ударное нагружение и разрушение твердых тел. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 321 с.

2. **Ravid M., Bodner S.R.** Dynamic perforation of viscoplastic plates by rigid projectiles // Int. J. Impact Engng. Sci., 1983. 21 (6). P. 577–591.

3. Liss J., Goldsmith W., Kelly J.M. A phenomenological perforation model of plates // Int. J. Impact Engng. 1983. 1 (4). P. 321–341.

4. Liss J., Goldsmith W. Plate perforation phenomena due to normal impact of blunt cylinders // Int. J. Impact Engng. 1984. 2. P. 37–64.

5. Walker J.D., Anderson C.E. A time-dependent model for long-rod penetration // Int. J. Impact Engng. 1995. 16 (1). P. 19–48.

6. Колмогоров В.Л., Залазинская Е.А. Движение частицы в пластической среде с учетом ее истирания // Прикладная механика и техническая физика. 2003. Т. 44. № 4 (260). С. 126–134.

7. Kolmogorov V.L., Zalazinsky A.G., Zalazinskaya E.A. The superdeep penetration of a particle into an elastic-plastic medium // International Journal of Impact Engineering. Vol. 34, Issue 11, November 2007. P. 1869–1882.

8. Залазинская Е.А., Залазинский А.Г. Моделирование высокоскоростного вдавливания цилиндрического

ударника в деформируемое тело // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 9. С. 19–26.

9. Залазинский А.Г. Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов. Екатеринбург, 2000. 492 с.

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

11. **Качанов Л.М.** Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.

Екатерина Анатольевна Залазинская, канд. техн. наук; Александр Георгиевич Залазинский, д-р техн. наук, zal@imash.uran.ru

**

УДК 621.73

В.П. Лукьянов, И.И. Маткава, В.А. Бойко, Д.В. Доценко (ООО НПП "Химнефтеарматура", г. Волгоград)

Силовые параметры штамповки концентрических и эксцентрических переходов осевым обжимом трубных заготовок

Рассмотрено напряженное и деформированное состояние металла при осевом обжиме трубных заготовок в коническую матрицу. Приведена методика расчета силы штамповки концентрических переходов.

Metal performance in stressed and deformed state during axial compression of tube billets into conic die is considered. Method of calculation of the stamping force carried out on concentric reducers is given.

Ключевые слова: коническая матрица; трубная заготовка; сила штамповки; пластическая деформация; холодная штамповка; теория пластичности.

Keywords: conic die; pipe billet; stamping force; plastic deformation; cold stamping; plasticity theory.

Концентрические и эксцентрические переходы получили широкое применение при монтаже технологических трубопроводов. Их используют в качестве промежуточных деталей для соединения сваркой встык труб разных диаметров. Концентрические переходы устанавливают в вертикальных трубопроводах, эксцентрические — в горизонтальных. Существующие ГОСТы и ТУ включают в себя большую номенклатуру концентрических и эксцентрических переходов по диаметрам (D_y от 30 до 500 мм), толщинам стенки и конусности.

На отечественных заводах применяют различные способы изготовления концентрических и эксцентрических переходов, в том числе штамповкой из трубных заготовок осевым обжимом в коническую матрицу. Преимущество этого способа в отличие от метода раздачи по диаметру трубной заготовки конусным пуансоном в том, что напряженное состояние деформируемого металла во всех точках очага деформации характеризуется схемой всестороннего сжатия. Это позволяет осуществлять штамповку переходов, в том числе из малопластичных и труднодеформируемых сталей и сплавов.

В целом технологический процесс штамповки отличается сравнительно высокой производительностью и незначительным расходом металла на одну тонну готовых изделий.

В зависимости от типоразмера и марки стали штамповку переходов возможно осуществлять как в горячую, так и в холодную. Сущность процесса штамповки заключается в том, что трубную заготовку *3* (рис. 1) определенной длины устанавливают в направляющую гильзу *2* штампа и силой пресса заталкивают ее с помощью пуансона *1* в коническую полость матрицы *4*.



Рис. 1. Конструктивные схемы штампов для концентрических (*a*) и эксцентрических (*б*) переходов

Одним из важных параметров технологического процесса штамповки различных переходов является деформирующая сила. Этот параметр требуется для выбора необходимой мощности прессового оборудования или более рационального его использования.

Рассмотрим более подробно процесс штамповки концентрических переходов при осевом обжиме трубных заготовок в коническую матрицу. При разработке методики расчета потребной силы штамповки учитывали специфические особенности процесса формообразования металла.

Толщина стенки по высоте концентрического перехода в конечный момент штамповки является переменной и максимальна в плоскости малого диаметра. В плоскости большого диаметра толщина стенки практически остается равной толщине исходной трубной заготовки (рис. 2). Это означает, что давление q, действующее на стенки деформируемой трубной заготовки со стороны рабочей поверхности конической матрицы и обеспечивающее чистопластическое состояние металла в различных плоскостях по высоте концентрического перехода, также будет переменным.

Экспериментально установили, что при штамповке концентрических переходов (ГОСТ 17378–2001) с углом конусности образующих $\alpha = 7...20^{\circ}$ и при условии хорошей смазки трущихся поверхностей деформация металла трубной заготовки в осевом направлении практически отсутствует. Следовательно, имеем плоскодеформированное состояние металла, когда деформации в окружном и радиальном направлениях равны между собой, т.е. $\varepsilon_{\theta} = \varepsilon_r$. В этом случае площадь поперечного сечения в любой произвольной плоскости концентрического перехода равна площади поперечного сечения исходной трубной заготовки.

Рассмотрим действующие в очаге деформации силы напряжения, а также деформации в конечный момент процесса штамповки концентрического перехо-



Рис. 2. Схема действия сил и напряжений в очаге деформации при осевом обжиме трубных заготовок

да, когда деформирующая сила является максимальной, и введем следующие обозначения:

 s_0, r_0 — толщина стенки и наружный радиус в плоскости большого диаметра концентрического перехода соответственно;

 s_k, r_k — толщина стенки и наружный радиус в плоскости малого диаметра концентрического перехода соответственно;

 s_x , r_x — толщина стенки и наружный радиус в произвольной плоскости концентрического перехода соответственно;

α — угол конусности образующей концентрического перехода;

 h_0, h_y – высота конической части перехода и высота в произвольной его плоскости соответственно (см. рис. 2).

Из рис. 2 получаем следующие зависимости:

$$\frac{r_0 - r_k}{h_0} = \frac{r_x - r_k}{h_y} = \text{tg}\alpha.$$
 (1)

Тогда выражение, устанавливающее характер изменения наружного радиуса r_x по высоте концентрического перехода, можно записать так:

 $r_x = h_y \operatorname{tg} \alpha + r_k$.

Толщину стенки s_x в произвольной плоскости по высоте концентрического перехода можно определить в данном случае из условия постоянства объема для плоскодеформированного состояния металла:

$$s_x = s_0 \frac{r_0}{r_x}.$$
 (2)

Необходимо отметить, что в процессе штамповки концентрических переходов сила, необходимая для осевого перемещения исходной трубной заготовки в ручей конической матрицы, непрерывно возрастает. Сила $P_{\rm max}$ максимальна в конечный момент штамповки, когда под действием этой силы нормальные q_x и касательные τ_{xy} напряжения наблюдаются по всей поверхности соприкосновения концентрического перехода с рабочей поверхностью конической матрицы.

Для определения нормального давления *q*, действующего по наружной поверхности трубной заготовки со стороны конической матрицы и обеспечивающего чистопластическое состояние металла по толщине стенки, использовали известное из теории пластичности выражение:

$$q = \beta \sigma_{\rm T} \ln \frac{a}{b},\tag{3}$$

где β — коэффициент, учитывающий влияние среднего главного напряжения (в рассматриваемом случае можно принять $\beta = 1,1$); *а*, *b* — внутренний и наружный радиусы трубной заготовки соответственно; $\sigma_{\rm T}$ предел текучести материала трубной заготовки.

Для произвольной плоскости по высоте концентрического перехода выражение (3) можно записать так:

$$q_x = 1, 1\sigma_T \ln \frac{r_x - s_x}{r_x} = 1, 1\sigma_T \ln \left(1 - \frac{s_x}{r_x}\right).$$
 (4)

Подставляя значение s_x из выражения (2), можно записать:

$$q_x = 1, 1\sigma_T \ln\left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_x^2}\right).$$
 (5)

Выражение (5) показывает характер изменения давления q_x , обеспечивающее в конечный момент штамповки чистопластическое состояние металла в любой плоскости по высоте концентрического перехода.

При подстановке в (5) значения $r_x = r_0$ (радиус в плоскости большого диаметра концентрического перехода) нормальное давление q_x будет минимально:

$$(q_x)_{\min} = q_0 = 1, 1\sigma_{\mathrm{T}} \ln \left(1 - \frac{s_0}{r_0} \right).$$

При $r_x = r_k (h_y = 0)$ (плоскость, соответствующая малому диаметру перехода) нормальное давление q_x максимально:

$$(q_x)_{\max} = q_k = 1, 1\sigma_{\mathrm{T}} \ln \left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_k^2} \right)$$

Усредненное значение нормального давления $(q_x)_{\rm cp}$ можно выразить так:

$$(q_x)_{\rm cp} = \frac{(q_x)_{\rm min} + (q_x)_{\rm max}}{2} =$$

$$= 0.55\sigma_{\rm T} \ln \left[1 - s_0 \left(\frac{1}{r_0} + \frac{r_0 - s_0}{r_k^2} \right) \right].$$
(6)

В конечный момент процесса штамповки концентрического перехода осевым обжимом трубной заготовки в коническую матрицу рассмотрим равновесие действующих сил в бесконечно малом деформируемом кольцевом элементе объема, ограниченного двумя плоскостями, перпендикулярными к оси *оу* и находящимися на расстояниях h_y и ($h_y + d_y$) от плоскости малого диаметра перехода (см. рис. 2).

Равнодействующую сил от осевых напряжений σ_y и ($\sigma_y + d\sigma_y$) в двух поперечных плоскостях бесконечно малого элемента d_y концентрического перехода можно определить, если пренебречь бесконечно малыми величинами высшего порядка и принять во внимание из условия постоянства объема для плоскодеформированного состояния металла значения:

$$s_{x} = s_{0} \frac{r_{0}}{r_{x}}, \ ds_{x} = s_{0} r_{0} \frac{dr_{x}}{r_{x}^{2}};$$

$$2\pi(\sigma_{y} + d\sigma_{y})(r_{x} + dr_{x})s_{x} - -2\pi\sigma_{y}r_{x}(s_{x} + ds_{x}) = 2\pi s_{0}r_{0}d\sigma_{y}.$$
(7)

Равнодействующие сил от нормального давления q_x и трения τ_{xy} , действующих в бесконечно малом элементе по наружной поверхности концентрического перехода (со стороны рабочей поверхности конической матрицы) можно определить, проектируя эти силы на ось *оу.* При этом использовали известную в теории пластичности связь касательных напряжений τ_{xy} с нормальным давлением q_x по закону Кулона–Амонтона:

$$\tau_{xy} = \mu q_x,$$

где µ — коэффициент трения на поверхности соприкосновения наружной поверхности концентрического перехода с рабочей поверхностью ручья конической матрицы;

$$2\pi q_x r_x dr_x + 2\pi \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha} q_x r_x dr_x =$$

$$= 2\pi \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right) q_x r_x dr_x.$$
(8)

Согласно условию равновесия сумма всех действующих на бесконечно малый элемент сил равна нулю, тогда, суммируя правые части выражений (7) и (8), получаем:

$$2\pi s_0 r_0 d\sigma_y + 2\pi \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right) q_x r_x dr_x = 0.$$
 (9)

Подставляя в уравнение (9) значение нормального давления q_x из выражения (5) и принимая во внимание, что величина $\ln\left(1-\frac{s_0r_0}{r_x^2}\right)$ всегда в рассматриваемом случае отрицательная, получаем следующее дифференциальное уравнение:

$$2\pi s_0 r_0 d\sigma_y + +2,2\pi \sigma_{\rm T} \left(1 + \frac{\mu}{\rm tg\alpha}\right) r_x \ln\left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_x^2}\right) dr_x = 0.$$
(10)

Из уравнения (10) следует, что в бесконечно малом кольцевом элементе концентрического перехода сумма равнодействующих сил от нормального давления q_x и сил трения μq_x уравновешиваются силами от действия в этом сечении напряжений $d\sigma_v$.

Суммарную силу, необходимую для осуществления штамповки концентрических переходов, можно определить, если выполнить интегрирование обеих частей дифференциального уравнения (10):

$$P_{\max} = 2\pi s_0 r_0 \int_0^{\sigma_0} d\sigma_y = 2\pi s_0 r_0 \sigma_0 =$$

$$= -2.2\pi\sigma_{\rm T} \left(1 + \frac{\mu}{\rm tg\alpha} \right)_{r_k}^{r_0} r_x \ln \left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_x^2} \right) dr_x,$$
(11)

где σ_0 — напряжение, действующее на контактной поверхности пуансона с поперечным сечением исходной трубной заготовки ($2\pi s_0 r_0$), создавая силу P_{max} для уравновешивания вертикальных составляющих сил нормального давления q_x и сил трения μq_x на контактной поверхности с конической матрицей. Таким образом, имеем случай, когда деформируемый металл (трубная заготовка) воспринимает при штамповке всю нагрузку.

Учитывая результаты интегрирования правой части выражения (11) (с использованием компьютерной программы), а также то, что характер изменения относительной толщины стенки s_x/s_0 и нормального давления $q_x/\sigma_{\rm T}$ по высоте концентрических переходов в конечный момент процесса штамповки приближается (рис. 3) к прямолинейному, предложена следующая формула для определения максимальной силы штамповки концентрических переходов:

$$P_{\max} = -1.1\pi\sigma_{\mathrm{T}} \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha} \right) (r_0^2 - r_k^2) \ln \left[1 - \frac{4s_0 r_0}{(r_0 + r_k)^2} \right], (12)$$

где tg $\alpha = \frac{r_0 - r_k}{h_0}$.

Расчеты показали, что определенная по формуле (12) максимальная сила $P_{\rm max}$ штамповки концентри-



Рис. 3. Изменение относительной толщины стенки s_x/s_0 (1) и нормального давления $q_x/\sigma_{\rm T}$ (2) по высоте концентрического перехода в конечный момент штамповки

ческих переходов лишь незначительно отличается (не более 2...3 %) от результатов, полученных методом интегрирования выражения (11).

В некоторых случаях целесообразно воспользоваться приведенной силой, отнесенной к площади поперечного сечения исходной трубной заготовки $2\pi r_0 s_0$ и пределу текучести $\sigma_{\rm T}$ деформируемого материала:

$$\frac{P_{\max}}{2\pi s_0 r_0 \sigma_{\mathrm{T}}} = \frac{\sigma_0}{\sigma_{\mathrm{T}}} = -0.55 \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right) \frac{r_0^2 - r_k^2}{r_0 s_0} \ln \left[1 - \frac{4s_0 r_0}{(r_0 + r_k)^2}\right].$$
(13)

Анализируя выражения (12) и (13), установили, что максимальная сила штамповки концентрических переходов зависит от геометрических размеров r_0, s_0, r_k , h_0 и коэффициента трения μ на поверхности соприкосновения с конической матрицей. Ограничивается она сжимающим напряжением σ₀ на контактной поверхности пуансона с поперечным сечением исходной трубной заготовки. Если это сжимающее напряжение превышает предел текучести материала, т.е. $\sigma_0/\sigma_T > 1$, то дальнейший процесс штамповки становится невозможным из-за потери устойчивости трубной заготовки. Однако если исходную трубную заготовку поместить перед штамповкой в направляющую гильзу 2 (см. рис. 1), то в этом случае возможно достигать значений сжимающих напряжений оо, превышающих предел текучести материала σ_т.

Таким образом, перед разработкой технологического процесса штамповки концентрических переходов осевым обжимом трубной заготовки и проектированием соответствующей штамповой оснастки необходимо прежде всего оценить величины максимальной силы штамповки $P_{\rm max}$ и относительного напряжения $\sigma_0/\sigma_{\rm T}$ на контактной поверхности поперечного сечения исходной трубной заготовки. В случае штамповки относительно тонкостенных деталей концентрических переходов условие, при котором деформируемый металл достигает чистопластического состояния по толщине стенки, можно выразить известной, более простой формулой (формулой Лапласа):

$$q_{x} = \sigma_{T} \frac{s_{x}}{r_{x}} = \sigma_{T} \frac{s_{0} r_{0}}{r_{x}^{2}}.$$
 (14)

Подставив значение q_x из (14) в выражение (9), получим после некоторых преобразований более упрощенное выражение дифференциального уравнения:

$$2\pi s_0 r_0 d\sigma_y - 2\pi s_0 r_0 \left(1 + \frac{\mu}{tg\alpha}\right) \frac{dr_x}{r_x} = 0.$$
 (15)

После интегрирования обеих частей этого уравнения получили формулу для определения максимальной силы штамповки концентрического перехода:

$$P_{\max} = 2\pi s_0 r_0 \sigma_0 = 2\pi s_0 r_0 \sigma_{\mathrm{T}} \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha} \right) \ln \frac{r_0}{r_k}.$$
 (16)

Относительное напряжение $\sigma_0/\sigma_{\rm T}$ на контактной поверхности пуансона с поперечным сечением исходной трубной заготовки можно выразить так:

$$\frac{\sigma_0}{\sigma_{\rm T}} = \frac{P_{\rm max}}{2\pi s_0 r_0 \sigma_{\rm T}} = \left(1 + \frac{\mu}{\rm tga}\right) \ln \frac{r_0}{r_k}.$$
 (17)

Как показал анализ, при относительной толщине стенки исходных трубных заготовок $s_0/r_0 \le 0,06$ значения максимальной силы штамповки концентрических переходов P_{max} , определенные по формулам (12) и (16), отличаются не более чем на 10 % (значения, полученные по формуле (12), несколько выше).

Приведенные выше формулы для определения максимальной силы штамповки концентрических переходов возможно использовать лишь для идеально пластических материалов (предел текучести $\sigma_{\rm T}$ в процессе деформации не изменяется) или при штамповке переходов в горячем состоянии. Однако на отечественных заводах широко применяют технологию штамповки переходов в холодную. В этом случае процесс пластической деформации концентрических переходов сопровождается интенсивным упрочнением, которое следует учитывать.

В технической литературе описаны различные способы учета упрочнения материала при холодной пластической деформации. В работе А.В. Третьякова, В.И. Зюзина (Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник. М.: Металлургия, 1973. 224 с) предложена эмпирическая формула, устанавливающая для различных сталей зависимость изменения предела текучести материала от степени деформации:

$$\sigma_{\rm H} = \sigma_{\rm T} + N \varepsilon^{\lambda}, \qquad (18)$$

где $\sigma_{\rm H}$ – истинное значение предела текучести материала с учетом упрочнения; $\sigma_{\rm T}$ – исходное значение предела текучести материала; $N\epsilon^{\lambda}$ – приращение предела текучести материала в результате холодной пластической деформации; ϵ – степень деформации, %; N, λ – постоянные коэффициенты (показатели упрочнения).

Особенность предложенной авторами формулы, полученной на основе большого числа экспериментальных данных, состоит в том, что показатели упрочнения N и λ получены вполне определенными для целых групп металлов. Так, для группы углеродистых сталей (Ст0; Ст1; Ст2; 08кп; 10; 20; 09Г2) показатели упрочнения N = 3,4; $\lambda = 0,6$; для группы коррозионно-стойких сталей (Х18Н9, Х18Н9Т, Х18Н25С2, 0Х20Н4АГ10) показатели упрочнения N = 3,2; $\lambda = 0,84$.

В конечный момент процесса штамповки степень деформации по высоте концентрического перехода — величина переменная и для любого произвольного поперечного сечения может быть выражена в общем виде так:

$$\varepsilon = \left(1 - \frac{r_x}{r_0}\right) \cdot 100 \%,$$

тогда формула для определения истинного значения предела текучести материала в любой произвольной плоскости концентрического перехода запишется так:

$$\sigma_{\rm H} = \sigma_{\rm T} + N \left[\left(1 - \frac{r_x}{r_0} \right) \cdot 100 ~\% \right]^{\lambda}.$$
 (19)

В целях упрощения расчетов для определения истинного значения предела текучести $\sigma_{\rm H}$ материала по формуле (19) на рис. 4 приведены графики изменения приращения предела текучести $\Delta \sigma_{\rm T} = N[\varepsilon]^{\lambda}$ в зависимости от степени деформации $\varepsilon = \left(1 - \frac{r_x}{r_0}\right) \cdot 100 \%$ по вы-



Рис. 4. Изменение приращения предела текучести $\Delta \sigma_{\rm T} = N[\varepsilon]^{\lambda}$ материала в зависимости от степени деформации ε :

1 – для углеродистых сталей; 2 – для коррозионно-стойких сталей

соте концентрического перехода для группы углеродистых сталей ($N = 3,4; \lambda = 0,6$) и группы коррозионно-стойких сталей ($N = 3,2; \lambda = 0,84$).

Тогда дифференциальное уравнение (10) с учетом упрочнения материала будет иметь вид:

$$2\pi s_0 r_0 d\sigma_y + 2.2\pi \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right) \left\{\sigma_{\mathrm{T}} + N \left[\left(1 - \frac{r_x}{r_0}\right) 10^2\right]^{\lambda}\right\} \times r_x \ln \left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_x^2}\right) dr_x = 0.$$
(20)

Максимальную силу P_{max} , необходимую для осуществления штамповки концентрических переходов с учетом упрочнения деформируемого материала можно определить, если выполнить интегрирование обеих частей дифференциального уравнения (20):

$$P_{\max} = 2\pi s_0 r_0 \sigma_0 = -2.2\pi \left(1 + \frac{\mu}{\mathrm{tg}\alpha}\right) \times \int_{r_k}^{r_0} \left\{\sigma_{\mathrm{T}} + N \left[\left(1 - \frac{r_x}{r_0}\right) 10^2\right]^{\lambda}\right\} r_x \ln \left(1 - \frac{s_0 r_0}{r_x^2}\right) dr_x. \quad (21)$$

Учитывая результаты интегрирования правой части выражения (21) (с использованием компьютерной программы), а также, что характер изменения приращения предела текучести материала $N \left[\left(1 - \frac{r_x}{r_0}\right) \cdot 10^2 \right]^{\lambda}$, а

также сил нормального давления $\frac{q_x}{\sigma_{\rm T}}$ по высоте кон-

центрического перехода приближается к прямолинейному (см. рис. 3, 4), можно получить упрощенное выражение для определения максимальной силы штамповки концентрических переходов с учетом упрочнения материала:

$$P_{\max} = -1.1\pi \left(1 + \frac{\mu}{tg\alpha}\right) \sigma_{\rm H} (r_0^2 - r_k^2) \ln \left[1 - \frac{4s_0 r_0}{(r_0 + r_k)^2}\right], \quad (22)$$

rge tga = $\frac{r_0 - r_k}{h_0}; \sigma_{\rm H} = \sigma_{\rm T} + N \left[50 \left(1 - \frac{r_k}{r_0}\right)\right]^{\lambda}.$

Анализ показал, что P_{max} , определенная по формуле (22), незначительно отличается от результатов, полученных после интегрирования выражения (21).

Возможность полностью осуществить процесс штамповки концентрического перехода осевым обжимом трубной заготовки в коническую матрицу определяется в данном случае условием:

$$\frac{P_{\max}}{2\pi s_0 r_0} = \sigma_0 \le \sigma_{\mathrm{T}} \,. \tag{23}$$

Если на контактной поверхности пуансона с поперечным сечением деформируемой трубной заготовки возникнут напряжения $\sigma_0 > \sigma_{\tau}$, то дальнейший процесс штамповки без специальных средств становится невозможным.

При штамповке в холодном состоянии относительно тонкостенных концентрических переходов $\frac{s_0}{r_0} \le 0,06$ максимальную силу можно определить по более простой формуле (см. уравнение (16)):

$$P_{\max} = 2\pi s_0 r_0 \left(1 + \frac{\mu}{tg\alpha} \right) \sigma_{\rm H} \ln \frac{r_0}{r_k}, \qquad (24)$$

где tg
$$\alpha = \frac{r_0 - r_k}{h_0}; \sigma_{\rm H} = \sigma_{\rm T} + N \left[50 \left(1 - \frac{r_k}{r_0} \right) \right]'$$

Результаты расчетов по предложенным формулам максимальной силы штамповки $P_{\rm max}$ концентрических переходов в холодном состоянии методом осевого обжима трубных заготовок сравнивали с экспериментальными данными, опубликованными в работах [1, 2].

Штамповку концентрических переходов \emptyset 76×48×4×70 мм ($D_0 \times D_1 \times S \times h$) ($r_0 = 38$ мм; $r_k = 24$ мм; $h_0 = 70$ мм; $s_0 = 4$ мм; $\frac{s_0}{r_0} = 0,105$) осуществляли в холодном состоянии. Материал – углеродистая сталь 20

($\sigma_{\rm T} = 300$ МПа). В качестве смазки применяли смесь графита с маслом (коэффициент трения $\mu \approx 0,2$).

Как показал анализ, расчет по предложенной формуле (22) максимальной силы $P_{\rm max}$ для штамповки в холодном состоянии указанных переходов удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными. Отклонения не превышают 5...6 %. В работе [1] установлено также, что сила, необходимая для штамповки эксцентрических переходов, требуется на 10...15 % больше, чем сила штамповки концентрических переходов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лукьянов В.П., Аргунов В.М. Изготовление переходов из трубных заготовок методом обжима // Технология и механизация котельно-сборочных работ: тр. ВНИИПТхимнефтеаппаратуры. Волгоград, 1970. Вып. № 3.

2. Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А. Штамповка, гибка деталей для сварных сосудов, аппаратов и котлов. М.: Машиностроение, 2003. 512 с.

Виктор Петрович Лукьянов, канд. техн. наук; Игорь Иванович Маткава, директор, arm@sinfo.vgg.ru;

Валентин Александрович Бойко, зам. начальника отдела кузнечно-штамповочного производства; Дмитрий Владимирович Доценко, программист прокатно-волочильное

ПРОИЗВОЙСТВО

УДК 62-932.4

Г.Л. Баранов, Ю.Б. Чечулин, В.М. Зиомковский, Ю.В. Песин

(Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина)

Динамические нагрузки при захвате заготовки валками автоматического стана

Предложена методика определения динамических нагрузок автоматического стана при захвате заготовки, учитывающая влияние ее инерционных и упругих характеристик. Показана хорошая сходимость результатов расчета нагрузок с известными экспериментальными данными.

Method of determination of dynamic loads of automatic mill at gripping of billet taking into account influence of its inertial and elastic characteristics is offered. Good convergence of results of loads calculation with known experimental data is presented.

Ключевые слова: динамика привода; привод автоматического стана; динамическая модель; захват заготовки; нагрузки в автоматическом стане.

Keywords: dynamic of drive; drive of automatic mill; dynamic model; billet gripping; loads in automatic mill.

Экспериментально установлено, что при захвате заготовки валками автоматического стана динамическая составляющая нагрузки на элементы привода автоматического стана может в несколько раз превышать технологическую нагрузку при установившемся процессе прокатки [1–3]. Такой характер нагружения существенно сокращает срок службы деталей и узлов линии привода автоматического стана.

Для оценки влияния процесса захвата заготовки на динамику нагружения линии привода стана в работе В.М. Гребеника, Н.М. Потапова, А.В. Гордиенко, В.К. Цапко (Определение нагрузок в главной линии пилигримового стана // Известия вузов. 1975. № 10. С. 168–173.) предложено при определении технологической нагрузки на этапе захвата использовать аппроксимацию экспериментально полученных осциллограмм. При таком подходе остается открытым вопрос о том, как определять нагрузки, если условия прокатки отличаются от тех, при которых проведены эксперименты.

В работе А.В. Праздникова (Динамика главной линии пильгерстана с учетом удара гильзы в валки // Известия вузов. Черная металлургия. 1961. № 4. С. 184–191.) предложено динамическую составляющую технологической нагрузки при захвате заготовки рассматривать как сумму динамиче-

ских нагрузок, связанных с ударом гильзы о валки и со скоростью нарастания технологического усилия при заполнении очага деформации.

Для определения первой из указанных динамических нагрузок предложено использовать теорию неупругого удара. В этом случае общая динамическая модель привода распадается на две части. Сначала рассмотрен процесс удара гильзы о валки без учета остальных масс линии привода стана. Определен характер изменения скорости валков в процессе неупругого удара. Далее полученная скорость валков используется в качестве начальных условий для анализа динамических нагрузок в линии привода стана.

Схему замещения привода стана с учетом замыкания валков через заготовку часто представляют в виде рядной динамической модели (рис. 1, *a*). Для автоматического стана эта модель может быть представлена в виде четырехмассовой схемы (рис. 1, *б*) [2]. На рис. 1 I_1 , I_2 , I_3 , I_4 – приведенные моменты инерции двигателя, редуктора, шестеренной клети и валков соответственно; I_i – моменты инерции сосредоточенных масс; C_i – коэффициенты жесткости участков валопровода между *i* и *i* + 1 массами; M_d – момент сил движущих, приложенный к первой массе моментом инерции I_1 ; M_c – момент сил сопротивления, приложенный к массе с номером s – 1, имеющей момент инерции I_{s-1} .

Для дальнейшего уточнения полученных решений необходимо динамическую модель привода стана (см. рис. 1, a, рис. 2, a) дополнить массой заготовки, которая присоединяется к динамической системе привода через упругую связь





(см. рис. 1, δ , рис. 2, δ). На рис. 2 I_5 – приведенная масса заготовки. Податливость этой связи определяется как приведенная податливость участка заготовки между ее центром тяжести и валками.

Такой подход позволяет органично включать заготовку в динамическую модель привода для оценки влияния параметров заготовки и скорости ее задачи в валки на динамику привода.

При составлении дифференциальных уравнений движения масс валопровода удобно пользоваться прямым способом. В соответствии с этим способом из системы выделяются сосредоточенные массы, на каждую из которых действуют восстанавливающие силы, зависящие от принятых обобщенных координат.

Для валопроводов с вращательным движением масс, принимая обозначения $M_{i,j+1} = C_i(\varphi_i - \varphi_{i+1})$, систему уравнений движения можно записать в виде:

$$\begin{aligned}
\ddot{M}_{12} + \beta_1^2 M_{12} - \frac{C_1}{I_2} M_{23} &= \frac{C_1}{I_1} M_d; \\
\vdots \\
\ddot{M}_{i, i+1} + \beta_i^2 M_{i, i+1} - \frac{C_i}{I_{i+1}} M_{i+1, i+2} - \frac{C_i}{I_i} M_{i-1, i} &= 0; \\
\vdots \\
\ddot{M}_{s-2, s-1} + \beta_{s-2}^2 M_{s-2, s-1} - \frac{C_{s-2}}{I_{s-2}} M_{s-3, s-2} &= -\frac{C_{s-2}}{I_{s-1}} M_c; \\
\ddot{M}_{s-1, s} + \beta_{s-1}^2 M_{s-1, s} - \frac{C_{s-1}}{I_{s-1}} M_{s-2, s-1} &= 0,
\end{aligned}$$
(1)

где $\beta_i = \sqrt{C_i \frac{I_i + I_{i+1}}{I_i I_{i+1}}}$ – цикловые частоты собственных коле-

баний парциальных систем; ϕ_i – угол закручивания участка валопровода между *i* и *i* + 1 массами.

Решение системы уравнений (1) имеет вид

$$M_{i, i+1} = \sum_{j=1}^{s-1} A_{i, j} \sin(p_j t + \alpha_j) + D_i, \qquad (2)$$

где D_i – частные решения; p_j – частоты собственных колебаний; α_j – начальные фазы; $A_{i,j}$ – амплитуды гармонических составляющих; t – время.

Подставляя в систему (1) *j*-й корень частотного уравнения, приравнивая правые части к нулю, после преобразований получаем:

$$\begin{cases} (\beta_{1}^{1} - p_{j}^{2})x_{1, j} - \frac{C_{1}}{I_{2}}x_{2, j} = 0; \\ \dots \\ (\beta_{i}^{2} - p_{j}^{2})x_{i, j} - \frac{C_{i}}{I_{i+1}}x_{i+1, j} - \frac{C_{i}}{I_{i}}x_{i-1, j} = 0; \\ \dots \\ (\beta_{s-2}^{2} - p_{j}^{2})x_{s-2, j} - \frac{C_{s-2}}{I_{s-1}}x_{s-1, j} - \frac{C_{s-2}}{I_{s-2}}x_{s-3, j} = 0, \end{cases}$$
(3)

где $x_{i,j}$ – коэффициенты формы, $x_{i,j} = A_{i,j}/A_{1,j}$.



Рис. 2. Рядная динамическая модель, включающая в себя заготовку

Учитывая, что $x_{1,j} = 1$, из первого уравнения системы (3) найдем $x_{2,j}$. Все остальные коэффициенты формы определим, используя рекуррентное соотношение:

$$x_{i=1, j} = \frac{I_{i+1}(\beta_i^2 - p_j^2)}{C_i} x_{i, j} - \frac{I_{i+1}}{I_i} x_{i-1, j},$$
(4)

здесь *i* меняется в диапазоне $2 \le i \le s - 2$.

Используя полученные коэффициенты формы, преобразуем решения (2) к следующему виду:

$$M_{i, i+1} = \sum_{j=1}^{s-1} A_{1, j} x_{i, j} \sin(p_j t + \alpha_j) + D_i.$$
 (5)

Приведенные решения содержат s - 1 произвольных постоянных $A_{1,j}$ и s - 1 произвольных постоянных α_j . Для их определения используем начальные условия

$$M_{i, i+1}(0) = a_{0i}; M_{i, i+1}(0) = b_{0i},$$

где a_{0i} — начальный угол поворота *i*-й массы; b_{0i} — начальная угловая скорость *i*-й массы.

Для учета затухания воспользуемся демпфированием по формам колебаний [4], при котором нормальные координаты определяются для систем без демпфирования, а далее рассматривается демпфирование по соответствующим формам колебаний

$$M_{i, i+1} = \sum_{j=1}^{s-1} A_{1, j} e^{-\lambda_i t} x_{i, j} \sin(p_j t + \alpha_j) + D_i, \qquad (6)$$

где λ_i — параметр демпфирования по *i*-й форме колебаний.

В этом случае удобно получать значения коэффициентов демпфирования для собственных форм колебаний из экспериментов.

Вид частного решения зависит от характера возмущающей нагрузки. Для пусковых режимов большинства машин характерны следующие зависимости моментов сил сопротивления от времени *t* с достаточной точностью можно аппроксимировать следующими выражениями:

$$M_{c} = \begin{cases} M_{n}t/t_{p} & \text{при} \quad t \leq t_{p}; \\ M_{n} & \text{при} \quad t > t_{p}, \end{cases}$$
(7)

где $t_{\rm p}$ – время нарастания нагрузки до установившегося значения $M_{\rm n}$ (время захвата заготовки); $M_{\rm n}$ – момент прокатки в установившемся режиме.

Принимая для пускового режима $M_d = \text{const}$, рассмотрим особенности определения D_i для различных M_c .

Для этапа линейного нарастания нагрузки в соответствии с формулой (7) будем искать частные решения системы (1) в виде

$$D_i = r_i + g_i t$$

Подставляя *D_i* в систему (1) и выполняя преобразования, получаем

$$r_{i} = \frac{M_{d}}{I_{\Sigma}} \sum_{i+1}^{s} I_{j}; \ g_{i} = \frac{M_{\pi}}{I_{\Sigma} t_{p}} \sum_{j=1}^{i} I_{j}.$$
(8)

Отсюда следует, что для участка линейного нарастания нагрузки в функции времени частные решения можно определить по формуле (7), в которой M_c задается верхней строкой выражения (7). Начальные условия для этого этапа нагружения зададим в виде $a_{0i} = b_{0i} = 0$, за исключением b_{05} , которое определяется относительной скоростью валков и заготовки.

Используя (2), найдем первую производную по времени от моментов сил упругости

$$\dot{M}_{i,\ i+1} = \sum_{j=1}^{s-1} A_{i,\ j} \, p_j \cos(p_j t + \alpha_j) + g_i.$$
⁽⁹⁾

Определим $M_{i, i+1}$ и его производную в конце первого этапа нагружения, подставляя в (2) и (9) $t = t_p$. Очевидно, что эти значения параметров будут начальными условиями для второго этапа нагружения, задаваемого нижней строкой формулы (7). Таким образом, для решения системы уравнений движения необходимо знать время захвата t_p . В работе [3] предложена формула для расчета времени захвата:

$$t_{\rm p} = k \frac{\alpha}{\omega_3},\tag{10}$$

где α — угол захвата с учетом упругой деформации станин и валков; ω_3 — угловая скорость валков при захвате; k — опытный коэффициент, учитывающий состояние задающего конца полосы, пробуксовку металла, опережение и другие факторы.

Определим по формуле (10) время захвата для автоматического стана 140, у которого в зависимости от маршрута прокатки угол захвата может изменяться от 30 до 50°, и при $\omega_3 = 11 \text{ c}^{-1}$, принимая k = 1, получаем $t_p = 0, 1...0, 06$ с. В [3] приведены диаграммы, из которых следует, что экспериментальные значения времени захвата могут в два и более раз превышать значения, рассчитанные по формуле (10).

Поскольку время разгона по различным источникам отличается в несколько раз, в настоящей статье выполнен анализ влияния времени разгона на динамический момент. По предложенной методике были проведены расчеты динамики процесса захвата гильзы для автоматического стана 140 [2]. Из расчетов следует, что при изменении t_p от 0 до 0,1 с динамическая добавка относительно момента прокатки, соответствующего установившемуся процессу, изменяется примерно на 20 %.

Для определения произвольных постоянных в выражении (2) используются начальные условия, среди которых



Рис. 3. Влияние скорости захвата на динамический момент

определяющее значение имеет скорость захвата заготовки. Было проанализировано влияние на нагруженность линии привода разности скоростей заготовки и валков применительно к автоматическому стану 140. На автоматическом стане заготовка заталкивается в валки задающим устройством и ее скорость в момент захвата может изменяться в широких пределах. Результаты расчетов показаны на рис. 3.

На рис. 3, *a*, разность скоростей равна нулю (т.е. окружная скорость валка по катающему радиусу и скорость заготовки равны), а на рис. 3, δ , эта разность скоростей составляет 3 м/с.

Из рис. 3 следует, что динамическая добавка относительно установившегося момента прокатки для рассмотренных случаев может изменяться почти в 4 раза. Кроме этого, при большой разности скоростей упругие моменты могут переходить в отрицательную область, что будет приводить к раскрытию зазоров в линии привода и появлению дополнительных ударных нагрузок, связанных с закрытием зазоров.

Таким образом, одним из важных факторов, определяющих нагруженность линии привода валков, а следовательно, и долговечности ее элементов является управление скоростью задачи проката в валки.

Рассмотренная задача является достаточно общей и может быть использована при определении динамических нагрузок, возникающих при захвате заготовки и в других прокатных станах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чечулин Ю.Б., Баранов Г.Л., Зиомковский В.М., Песин Ю.В. Особенности нагружения автоматстана // Металлург. 2010. № 10. С. 63-64.

2. Адамия Р.Ш. Оптимизация динамических нагрузок прокатных станов. М.: Металлургия, 1978. 230 с.

3. Анисифоров В.П., Мальцев А.И., Курганов В.Д. Определение динамических нагрузок в автоматических станах трубопрокатных агрегатов // Известия вузов. Черная металлургия. 1975. № 11. С. 18–21.

4. Тимошенко С.П., Янг Д.Х., Унвер У. Колебания в инженерном деле. М.: Машиностроение, 1985. 472 с.

Георгий Леонидович Баранов, д-р техн. наук, Bargeleo@el.ru;

Юрий Борисович Чечулин, д-р техн. наук; Владислав Мечиславович Зиомковский, доцент; Юрий Вольфович Песин, канд. техн. наук МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.018.8-14

М.В. Костина, Л.Г. Ригина*, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян (Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, * ОАО "НПО" Центральный научно-исследовательский институт по технологии машиностроения", Москва)

Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 2. Исследование влияния легирования на композиционно-устойчивое содержание азота и фазовый состав после кристаллизации коррозионно-стойких сплавов Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb**

Предложены методика термодинамического расчета растворимости азота в многокомпонентных системах Fe-Cr-Ni-Mn-N-J и усовершенствованное уравнение, позволяющее учесть влияние на растворимость азота температуры проведения процессов легирования азотом и разливки металла. Выполнены расчеты предельной растворимости и композиционно-устойчивого содержания азота, позволяющие получить плотный металл без газовой пористости для Fe-Cr-Mn-Ni-N-сплавов. Построены зависимости максимальной концентрации азота в металле от содержания легирующих элементов в сплавах. Определен химический состав композиций высокоазотистых аустенитных сталей (сплавов), способных обеспечить высокую прочность и коррозионную стойкость. Расчеты проверены при исследовании металла экспериментальной отливки стали типа 05X22AГ15H8M2Ф.

Improved equation allowing for the dependence of nitrogen solubility in the multicomponent Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-N-AE system on the temperatures of the processes of alloying with nitrogen and metal pouring is proposed. The limited solubility of nitrogen and its composition-stable content $[N]_k$ which makes it possible to obtain dense solidified metal free from any gas porosity is calculated for the Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-N-AE system alloys. The dependences of the $[N]_k$, on the AE content in the alloys have been constructed on the basis of the calculated data. The calculations are validated by investigation of the experimental cast 05Cr22Mn15Ni8Mo2NV type steel.

Ключевые слова: высокоазотистая аустенитная сталь; аустенит; феррит; расчет растворимости; легирование; кристаллизация; композиционно-устойчивое содержание азота; фазовый состав; диаграмма Шеффлера; отливка.

Keywords: high-nitrogen austenitic steel; austenite; ferrite; calculation of solubility; alloying; crystallization; composition-stable nitrogen content; phase composition; Schaeffler diagram; casting.

Введение. Анализ известных марок литейных коррозионно-стойких сталей в первой части статьи^{****} показал, что все литейные стали аустенитного класса, не легированные азотом, имеют предел текучести не выше ~200 МПа; для литейных азотсодержащих преимущественно аустенитных сталей величина этой характеристики не превышает 290 МПа. Повышение прочности этих сталей обеспечивается повышением доли феррита в структуре стали (см. первую часть данной статьи и [1]).

В работе [2] была показана возможность получения у литых аустенитных и аустенитно-ферритных сталей типа 0Х20АГ10 предела текучести 330... 390 МПа и ударной вязкости $KCU = 1, 2..., 3, 4 \text{ МДж/м}^2$. Оценка индекса питтингостойкости этой стали (ЭСП = PREN) показала, что ее ЭСП = 26...27. Эта сталь упрочнялась за счет наличия в аустенитном твердом растворе азота.

 ^{**} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ
 № 08-03-00950а и проекта № 772П ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы.
 *** Часть 1 см. № 3 за 2011 г.

Поскольку азот эффективно повышает прочность сталей, их коррозионную стойкость к большинству видов коррозии и стабилизирует в них аустенитную структуру, расширяется сфера применения уже известных сталей с содержанием азота от 0,4 до 0,9...1,2 %, и осуществляется разработка новых высокоазотистых сталей с заданным уровнем и сочетанием свойств.

Одной из основных проблем при разработке и внедрении новых высокоазотистых сталей является ограниченная растворимость азота в твердых растворах на основе железа, находящаяся в сильной зависимости от содержания легирующих элементов (ЛЭ). Поэтому при создании новых высокоазотистых композиций сталей и сплавов заданного фазового состава, особенно предназначенных для изготовления литых изделий, важнейшей задачей является определение максимально возможного уровня содержания (растворимости) азота в металле, создание условий для его введения (растворения) в жидкий металл, сохранения азота в твердом металле.

Одной из основных причин того, что литые изделия из высокоазотистых сталей не производятся промышленностью в больших объемах является то обстоятельство, что в случае неправильной предварительной оценки способности металла заданного химического состава удержать азот в твердом растворе практически невозможно избежать выделения азота в процессе затвердевания при отливке изделий из высокоазотистых сталей и сплавов, и слитки (отливки) содержат газовые поры вследствие выделения азота из металла при кристаллизации.

Цель работы, представляемой во второй части статыи — разработка доступной методологии такой предварительной оценки и выбор с ее использованием содержания легирующих элементов в Cr–Ni–Mn–Mo–N композиции литейной высокоазотистой аустенитной коррозионно-стойкой высокопрочной стали.

Для этого проводили термодинамические расчеты предельного содержания азота в жидкой фазе и композиционно-устойчивого его содержания $[N]_k$ в твердом металле и оценивали фазовый состав матрицы рассчитанных Cr–Ni–Mn–Mo– $[N]_k$ –ЛЭ-сплавов по фазовой диаграмме Шеффлера. Проверку выбранного подхода осуществляли, исследовав содержание азота и фазовый состав металла модельной отливки с ~0,5 % N.

Методика эксперимента. Для расчета коэффициента активности азота в многокомпонентном расплаве, учитывающего влияние температуры протекания процесса легирования и разливки, предложено [3] использовать уравнение, выведенное на основании принципа эквивалентных концентраций [4]. Согласно этому принципу коэффициент активности азота в многокомпонентном расплаве можно представить выражением:

$$\lg f_N = e_N^{\rm Cr} \left[{\rm Cr} \right]_{\scriptscriptstyle \ni} + r_N^{\rm Cr} \left[{\rm Cr} \right]_{\scriptscriptstyle \ni}^2, \tag{1}$$

где [Cr]_э – эквивалентная концентрация хрома, определяемая как:

$$[Cr]_{\mathfrak{I}} = [Cr] + C_{R_1} [R_1] + \dots + C_{R_i} [R_i], \qquad (2)$$

где C_{R_1}, C_{R_i} – коэффициенты эквивалентности легирующих элементов $(R_1 \dots R_i)$ по хрому: $C_{R_1} = e_N^{R_1} / e_N^{Cr}$, $C_{R_i} = e_N^{R_i} / e_N^{Cr}$ ($e_N^{R_1} \dots e_N^{R_i}$ – параметры взаимодействия первого порядка в многокомпонентном расплаве, учитывающие влияние элемента $R_1 \dots R_i$; e_N^{Cr} – параметры взаимодействия первого порядка, учитывающие влияние элемента $R_1 \dots R_i$; e_N^{Cr} – параметры взаимодействия первого порядка.

Для расчета коэффициента активности азота в металле при температуре разливки или кристаллизации можно экстраполировать значение растворимости, определенное для T = 1873 К по уравнению [5]:

$$\lg f_{N(T)} = (2600/T - 0.39) \lg f_{N(1873)} - (700/T - 0.37).$$
 (3)

Коэффициенты эквивалентности для легирующих и примесных элементов, входящих в состав стали, определяли, используя численные значения параметров взаимодействия, полученные расчетным путем и экспериментально А. Сатир-Колорц и Г. Фейхтингером [6].

Таким образом, используя уравнения (1), (2) и (3), получаем уравнение для учета температурной зависимости коэффициента активности азота в легированных расплавах железа:

$$lg f_{N(T)} = (2600/T - 0.39) \{-0.048([Cr] + 0.5[Mn] - -2.45[C] - 0.9[Si] - 0.23[Ni] + +0.27[Mo] + 2.04[V] - 0.12[Cu] - 0.15[S] - [P])\} + +1/2 \{3.5 \cdot 10^{-4} ([Cr] + 0.5[Mn] - 2.45[C] - 0.9[Si] - -0.23[Ni] + 0.27[Mo] + 2.04[V] - 0.12[Cu] - -0.15[S] - [P])^{2}\} - (700/T - 0.37),$$

$$(4)$$

а для определения предельной растворимости азота [N]:

$$\begin{split} & \lg[N] = -560/T - 1,06 - (2600/T - 0,39) \times \\ & \times \{-0,048([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + \\ & +0,27[Mo] + 2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + \\ & +0,41[W])\} + 1/2 \{3,5 \cdot 10^{-4} ([Cr] + 0,5[Mn] - (5) \\ & -2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + \\ & +2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W])^{2} \} + \\ & + (700/T - 0,37). \end{split}$$

Уравнение (5) дает наиболее близкое совпадение результатов расчетов и экспериментов.

Однако получить металл с содержанием азота на уровне предельной растворимости без газовой пористости в условиях открытой выплавки и разливки практически невозможно. Именно поэтому использовали понятие композиционно-устойчивого содержания азота [N]_k, т.е. максимально возможного содержания азота в твердом металле (ниже предела растворимо-

сти), при котором отсутствует газовая пористость, образующаяся в результате изменения растворимости азота при фазовом переходе в процессе кристаллизации.

Отношение композиционно-устойчивого содержания азота к его предельной растворимости — коэффициент композиционной устойчивости $K_y \approx \approx [N]_k/[N]$. Для хромистых сталей он определен экспериментально и равен 0,78 [7].

Диапазон концентраций легирующих элементов для расчетов растворимости азота и выбора химического состава коррозионно-стойкой стали определяли исходя из следующих положений. Поскольку речь идет о коррозионно-стойких сталях, содержание углерода в расчетах принимали не более 0,08 % для предотвращения образования карбида хрома $Cr_{23}C_6$. Кроме того, учитывали данные исследования [8], свидетельствующие, что указанные карбиды наблюдались в тех Cr–Mn-сталях, для которых отношение [C]/[N] превышает 0,15. Соответственно, учитывая также и данные собственных исследований, полагали, что:

– при выполнении соотношения $[C]/[N] \le 0,15$ в структуре Cr–Mn-сталей будет происходить образование нитридов хрома; при [C]/[N] = 0,15...0,30 следует ожидать появления частиц $Cr_{23}C_6$ и Cr_2N , и, возможно, карбонитридов с различным соотношением углерода и азота;

- при [C]/[N] > 0,30 будут присутствовать только карбиды хрома $Cr_{23}C_6$.

Если рассматривать вариант Cr—Mn–Ni-стали, то необходимо учитывать, что никель снижает растворимость углерода в аустените и повышает термодинамическую активность этого элемента. Поэтому склонность к выделению карбидов $Cr_{23}C_6$ будет проявляться уже при меньших концентрациях углерода, чем в Cr–Mn-сталях.

Диапазон концентраций хрома и марганца выбирали исходя из необходимости обеспечения растворения большого количества азота; никеля — для стабилизации аустенита, но без значительного снижения растворимости азота; молибдена — для повышения стойкости к питтинговой коррозии, но ограничивая его содержание с учетом его действия как ферритообразующего элемента.

Ванадий и ниобий вводили в сталь в целях измельчения аустенитного зерна, дополнительного повышения прочности в результате выделения дисперсных нитридных частиц, а также для предотвращения межкристаллитной коррозии. Содержание кремния в стали не повышали от обычного для деформируемых сталей уровня по изложенным в первой части статьи соображениям.

Таким образом, в данной работе были выбраны сплавы Fe–Cr–Mn–Ni–Mo–V–Nb, в которых содержание ЛЭ варьировали в диапазоне, % мас.: 18...22 Cr; 6...8 Ni; 13...18 Mn (с шагом 1 %); 0,5...2 Mo (с шагом 0,5 %); 0,02...0,08 C (с шагом 0,02 %) для трех уровней постоянного содержания ниобия и ванадия: 0,1 % V, 0,1 % Nb; 0,2 % V, 0,2 % Nb; 0,3 % V, 0,3 % N. Всего для композиций в указанном диапазоне вариаций химического состава было рассмотрено 1260 вариантов сочетания ЛЭ. Для них с использованием уравнения (5) были рассчитаны значения [N] и [N]_k.

Определение фазового состава указанных композиций проводили по модифицированной фазовой диаграмме Шеффлера [9] с использованием значений никелевого и хромового эквивалентов, рассчитанных по формулам:

$$Cr_{_{3KB}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb;$$

Ni_{3KB} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn² + 18N + 30C,

где $N = [N]_k$.

Минимальные и максимальные значения рассчитанных значений Ni_{экв} и Cr_{экв} определяли на модифицированной диаграмме Шеффлера область положений всех использованных при расчетах сплавов. Из них 50...60 % находится в однофазной (аустенитной) области, а остальные — в двухфазной (аустенитно-ферритной) области вблизи границы раздела данных областей.

Для сплавов с Сг_{экв} от 20 до 30 положение границы между аустенитной областью и аустенитно-ферритной областью можно описать уравнением

$$Ni_{3KB} = -11,164 + 1,17Cr_{3KB}$$
.

Соответственно, стали, для которых вычисленное значение $\Delta = 1,17 \, \mathrm{Cr}_{_{3 \mathrm{KB}}} - \mathrm{Ni}_{_{3 \mathrm{KB}}}$ больше, чем 11,164, содержат в своем составе аустенит и феррит; стали, имеющие $\Delta \leq 11,164$, являются аустенитными. С помощью этого критерия все сплавы (стали) с расчетными значениями $[\mathbf{N}]_k$ были идентифицированы по фазовому составу.

Исходя из известного выражения для оценки эквивалента сопротивления питтингу:

$$\Theta C\Pi = PREN = Cr + 3,3Mo + 16N,$$

из сталей, химический состав которых дает на диаграмме Шеффлера точки, расположенные в аустенитной области, выбирали стали с одновременно максимально высоким содержанием хрома, молибдена и азота, обеспечивающие ЭСП ≥ 31.

Поскольку прочность коррозионно-стойкого аустенитного металла отливок не может быть повышена вследствие пластической деформации, ее уровень обусловлен, прежде всего, твердорастворным упрочнением после гомогенизирующей термической обработки. Поэтому выбирали аустенитные стали с максимальной концентрацией элементов внедрения — азота и углерода, так, чтобы выполнялось соотношение [C]/[N] $\leq 0,15$ для предотвращения образования карбида хрома.

Результаты и их обсуждение. Были построены зависимости $[N]_k$ от содержания Сг при указанных вы-

ше различных уровнях и сочетаниях концентраций Ni, Mn, Mo, V, Nb. Ввиду большого количества полученных расчетных данных в данной работе приведены лишь некоторые зависимости влияния рассмотренных легирующих элементов на композиционно-устойчивое содержание азота $[N]_k$ в твердом металле (рис. 1–3).

На рис. 1 показано влияние хрома и марганца на повышение растворимости азота и никеля — на снижение его растворимости в сталях с 1 % Мо, 0,2 % V, 0,2 % Nb; 0,02 % С. Для азотистых сталей изменение в их составе концентрации азота даже на несколько сотых процента может влиять на их фазовый состав, коррозионную стойкость, образование в структуре избыточных фаз.

Из рис. 1 видно, что изменение содержания в исследуемых сталях на 1 % каждого из основных ЛЭ – хрома, марганца и никеля – вызывает заметное изменение [N]_k в твердом металле (элементы указаны в порядке убывания их влияния на растворимость азота). Так, например, если в стали марки 0Х20Н6АГ18МФБ отклонения от среднемарочного содержания хрома составят 1 %, то при 19 % Сг величина [N]_k = 0,52 %, а при 21 % Сг она увеличится до 0,61 %. Если в стали этой марки снизить содержание хрома до традиционного для аустенитных коррозионно-стойких сталей уровня – 18 %, то даже введение в сталь 15 % Мп не позволит увеличить [N]_k до 0,50 %.

Из числа конкретных составов, для которых на рис. 1 даны величины $[N]_k$, можно выбрать несколько, способных обеспечить данный уровень $[N]_k \approx 0.50$ %. К ним относятся композиции с 1 % Мо; 0,2 % V; 0,2 % Nb; 0,02 % C, содержащие:

- 19 % Cr; 7...8 % Ni; 18 % Mn;

- 21 % Cr; 7...8 % Ni; 15 % Mn;
- 22 % Cr; 6 % Ni; 13 % Mn.

Анализ рис. 2, *а* показывает, что при уровне 1 % Mo; 0,2 % V; 0,2 % Nb; 0,02 % C в высокохроми-





стых (21...22 % Cr) сталях с 6 % Ni даже при наличии 0,6...0,65 % N и 18 % Mn нельзя получить полностью однофазную аустенитную структуру. Повышение содержания никеля в этой группе сталей до 7 и, особенно, до 8 % позволяет стабилизировать аустенит в большинстве сталей этой группы даже при содержаниях марганца, пониженных до 13...14 %.

Для наиболее коррозионно-стойких сталей с максимальным содержанием элемента ферритообразователя – хрома (22%) – получение аустенитной структуры возможно при наличии не менее 16 % Мп. Если для рассматриваемой группы сталей с указанным выше уровнем концентрации V, Nb и C (0,2 % V; 0,2 % Nb; 0,02 % С) задаться целью повысить коррозионную стойкость в результате повышения содержания молибдена до 2%, то, как видно из рис. 2, б, это приведет к тому, что из 90 сталей этой группы лишь 12 составов будут аустенитными. При 6 % Ni все стали с 2 % Мо будут аустенитно-ферритными. Даже при максимальном содержании не только марганца, но и никеля (18 % Mn; 8 % Ni) стали с 21...22 % Сг и 2 % Мо будут двухфазными независимо от достигаемой в них равновесной концентрации азота.

Снижение в стали с 2 % Мо уровня ферритообразующих элементов V и Nb от 0,2 до 0,1 % (см. рис. 2, e) уменьшает растворимость азота по сравнению со сталями-аналогами, содержащими по 0,2 % V и Nb (см. рис. 2, δ). Возможность получения аустенитной структуры увеличивается незначительно, высокохромистые стали этой группы с 21...22 % Сг и при сниженном уровне ванадия и ниобия будут двухфазными.

Существенно увеличить стабильность аустенита в таких сталях с 2 % Мо и 0,1 % V и Nb можно за счет повышения концентрации углерода до 0,06...0,08 %. При 0,06 % С (см. рис. 2, *г*) растворимость азота сопоставима с таковой для сталей с 1 % Мо; 0,2 % V и Nb и 0,02 % С (см. рис. 2, *а*), а стабильность аустенита – несколько ниже, чем для сталей на рис. 2, *а*.

Из высокохромистых сталей с 0,06 % С при уровне содержания никеля 7 % к аустенитной области на диаграмме Шеффлера относится только сталь с 21 % Сг при максимальном содержании Мп – 18 %. Поэтому содержание никеля в такой стали должно быть повышено до 8 %. В результате можно получить коррозионно-стойкий аустенит следующего состава: 22 % Сг; 16 % Мп; 8 % Ni; 2 % Мо; 0,1 % V; 0,1 % Nb; 0,55 % N; 0,06 % С. Для стали этого химического состава выполняется условие [C]/[N] \leq 0,15; у нее высокий индекс питтингостойкости и при таком содержании азота она должна обеспечивать прочность в 1,5–2 раза выше, чем сталь типа X18H10T.

При концентрации углерода 0,08 % в рассматриваемых сталях с 2 % Мо и 0,1 % V и Nb при содержании хрома 20...22 % условие [C]/[N] \leq 0,15 выполняется только у сталей с содержанием азота не ниже 0,5 при \geq 15 % Мп у сталей с 6 и 7 % Ni и \geq 15 % Мп у сталей с 8 % Ni.

Отдельного рассмотрения заслуживает вопрос, какой уровень концентрации углерода желателен в литой азотистой стали. Ответ на него можно сформули-





a - 1 % Mo; 0,2 % V; 0,2 % Nb; 0,02 % C; 6 - 2 % Mo; 0,2 % V; 0,2 % Nb; 0,02 % C; e - 2 % Mo; 0,1 % V; 0,1 % Nb; 0,02 % C; e - 2 % Mo; 0,1 % V; 0,1 % Nb; 0,06 % C; рамкой обведены стали, относящиеся к аустенитной области на диаграмме Шеффлера

ровать исходя из того, что тот или иной уровень углерода в стали является одним из условий обеспечения:

1) однофазной аустенитной структуры (т.е. обеспечения немагнитности и повышения коррозионной стойкости) и экономии при этом дефицитного никеля;

2) стойкости к межкристаллитной и питтинговой коррозии (желательно избегать образования карбидов $Cr_{23}C_6$);

3) растворимости азота (углерод ее снижает);

4) прочности (в результате твердорастворного упрочнения).

На рис. 3 представлены варианты композиций с четырьмя различными уровнями углерода: от 0,02 до 0,08 % С для Cr–Ni–Mn–N-сталей с 2 % Мо; 0,1 % V; 0,1 % Nb с 18...22 % Cr; 13...18 % Mn; 6...8 % Ni. Анализируя представленные на рис. 3 данные по величине

 $[N]_k$ относительно возможностей обеспечения условий (1) и (2), можно отметить следующее.

Из числа рассматриваемых составов при 0,02 % C только 16 составов должны иметь аустенитную структуру; при 0,04 % C – 33 состава; при 0,06 % C – 48; при 0,08 % C – 76.

При этом во всех сталях с 0,02 и 0,04 % С можно не опасаться появления карбидов $Cr_{23}C_6$, так как для них выполняется условие [C]/[N] \leq 0,15. Из числа сталей с 0,06 % С такие карбиды могут появиться в одной из аустенитных композиций, а из числа аустенитных сталей с 0,08 % С карбиды могут появиться в 63 композициях. Исходя из этих данных, предпочтение можно



Рис. 3. Влияние концентрации хрома на композиционно-устойчивое содержание азота в твердом металле при содержании 13; 14; 15; 16; 17; 18 % Mn; 6 % Ni (I); 7 % Ni (II); 8 % Ni (III) при 2 % Mo; 0,1 % V; 0,1 % Nb и 0,02 % C (*a*); 0,04 % C (*b*); 0,06 % C (*b*); 0,08 % C (*c*):

🗆 – стали, относящиеся к аустенитной области на диаграмме Шеффлера;

– стали с [C]/[N] > 0,15, в которых возможно выделение карбидов хрома

отдать сталям с содержанием углерода не более 0,06~% C.

Оценивая влияние углерода на растворимость азота во всех представленных на рис. 3 композициях, можно отметить, что углерод в рассмотренных пределах изменения его концентрации оказывает незначительное влияние на растворимость азота. Так, для рассматриваемых сталей с 6 % Ni, 22 % Сг и 18 % Мп при 0,02 % С величина [N]_k составляет 0,65 %, а при 0,08 % С – [N]_k = 0,638 %.

Исходя из условия (4), в обеспечение прочности следовало бы стремиться к повышению концентрации углерода, хотя бы до 0,08 %. Однако, как видно из рис. 3, *е*, при этом мы ограничены в выборе химического состава всего лишь несколькими аустенитными сталями, в которых не ожидается образования карбидов хрома типа $Cr_{23}C_6$, и которые содержат не менее 7...8 % Ni и 15...18 % Mn.

На основании сделанных расчетов композиционно-устойчивого содержания азота в твердом металле и оценки фазового состава изученных композиций был сделан выбор пределов легирования для получения коррозионно-стойкой высокопрочной аустенитной литой стали для экспериментального исследования: Fe-21...22 % Cr-14...16 % Mn -7...8 % Ni-1,0...2,0 % Mo-0,1...0,2 % V-0...0,2 % Nb-0,45...0,55 % N-0,03...0,06 % C.

Для установления применимости изложенного подхода к выбору состава высокоазотистой литейной коррозионно-стойкой высокопрочной стали была выплавлена и залита в форму экспериментальная сталь. Заданные для выплавки пределы химического состава и полученный состав изготовленной модельной отливки (который обозначили маркой 05X22AГ15H8M2ФЛ), приведены в таблице.

Форма опытной отливки и технология ее изготовления были разработаны в ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" [10] в предположении, что макси-



Рис. 4. Положение сталей на диаграмме Шеффлера: *1* – модельная плавка стали 05Х22АГ15Н8МФЛ; *2* – химические составы с расчетным значением композиционно-устойчивого содержания азота в твердом металле; А – аустенит; Ф – феррит; М – мартенсит

мальная толщина узлов и стенок литых заготовок, которые могут быть изготовлены из этой стали, не превышает 50 мм. Отливка была изготовлена в виде девятиступенчатой плиты размером 280×525 мм, с толщиной ступенек от 50 до 1 мм. Такая конструкция отливки была выбрана для того, чтобы иметь возможность оценки литейно-технологических свойств стали. Масса полученной отливки без учета массы прибыли составила 35 кг.

Металл выплавляли в открытой основной индукционной печи емкостью 75 кг методом сплавления чистых шихтовых компонентов. Учитывая, что химический состав стали был регламентирован достаточно

Оценка фазового состава по критерию Δ = (1,17 Cr_{экв} – Ni_{экв}) < 11,164 (с использованием диаграммы Шеффлера [9], рис. 4) для полученной плавки марки 05Х22АГ15Н8М2ФЛ и близких к данной марке сплавов с расчетным композиционно-устойчивым содержанием азота в твердом металле

Номер состава	Объект	С	Ν	Cr	Mn	Ni	Мо	V	Si	Nb	Ni _{экв}	Cr _{экв}	Фазовый состав	Δ
1		0,04	0,5	22	14	7	1	0,1	0,24	0,1	16,64	24,02	A/A+Φ**	11,46
2	Сплавы	0,04	0,52	22	15	7	1	0,1	0,24	0,1	16,81	24,02	A/A+Φ**	11,29
3	с расчетным [N] _k в твердом металле	0,04	0,48	22	14	8	1	0,1	0,24	0,1	17,28	24,02	А	10,82
4		0,04	0,51	22	15	8	1	0,1	0,24	0,1	17,63	24,02	А	10,47
5	Заданный состав*	0,030,08	0,500,55	21,522,5	14,016,0	7,58,5	1,01,5	0,10,2	< 0,5	_	_	_	_	_
6	Средние значения по заданному составу	0,05	0,5	22	15	8,0	1,3	0,15	0,3	_	17,75	24,44	А	10,84
7	Плавка	0,04	0,47	22	14,4	7,6	1,12	0,22	0,24	0	16,63	24,30	A/A+Φ	11,80
[*] ≤0,005 % S; ≤0,010 % P; 0,004 % В (по расчету). ^{***} не более 10 % феррита (по расчету).														

узкими пределами по отклонению каждого химического элемента, а парциальное давление азота над расплавом при открытой выплавке является величиной постоянной, влиянием изменения этих факторов на растворимость азота можно было пренебречь и управлять растворимостью азота можно было только путем изменения температуры в процессе легирования и разливки стали.

Температурный режим плавки стали назначали на основании термодинамических расчетов растворимости азота в металле. При этом учитывали эффективный коэффициент распределения азота между жидкой и твердой фазами металла в процессе его кристаллизации:

$$K_{\mathrm{ph}} \approx \frac{[\mathrm{N}]_{\mathrm{TB}}}{[\mathrm{N}]_{\mathrm{paBH}}},$$

где $[N]_{TB}$ — содержание азота в твердой фазе; $[N]_{равн}$ — равновесное содержание азота в жидкой фазе. Для определения максимального содержания азота в металле, при котором не образуются газовые пузыри и поры, использовали указанный выше коэффициент композиционной устойчивости, равный 0,78 [6].

Для введения в сталь азота применяли азотированный феррохром ФХН600А с содержанием азота 9 %. В расплав, содержащий основные ЛЭ, азотированный феррохром вводили мелкими кусками размером 10...20 мм, не допуская присутствия пылевидной фракции, и выдерживали до полного его усвоения в течение 5...7 мин.

В таблице приведены также близкие к марке 05X22AГ15H8M2ФЛ стали с расчетным композиционно-устойчивым содержанием азота в твердом металле и их фазовый состав.

Из таблицы и рис. 4 видно, что в выбранных пределах легирования по марке в зависимости от конкретного выплавленного состава эта сталь может быть и аустенитной, а может и содержать небольшое количество феррита. Сталь среднего заданного состава должна иметь аустенитную структуру; ее значение [C]/[N] = 0,1, а расчетное значение ЭСП=34,3, что позволяет считать эту сталь высококоррозионностойкой.

Полученное для выплавленного металла значение $\Delta = 1,17 \text{ Cr}_{_{3KB}} - \text{Ni}_{_{3KB}}$ составило 11,8, т.е. больше граничного значения 11,164, что означает возможность наличия небольшого количества феррита в этой стали. Полученная в металле отливки концентрация азота практически совпадает с расчетным значением [N]_k в твердом металле стали состава № 3 (см. таблицу), который достаточно близок к химическому составу металла отливки.

Для выявления макроструктуры литого металла в продольном сечении был изготовлен осевой темплет, вырезанный из отливки, поверхность которого после шлифования и полировки травили в реактиве: 1 часть HCl + 1 часть H₂O + 1 часть FeCl₃.



Рис. 5. Макроструктура тела опытной отливки

Исследование макроструктуры [10] шлифа темплета показало отсутствие горячих трещин, пор и иных литейных дефектов в металле (рис. 5). Отсутствие пор, являющихся следствием образования в жидком металле газовых пузырей, свидетельствует о том, что введенный в расплав азот из азотированного феррохрома полностью усвоился, т.е. рассчитанное количество задаваемого азота и температурный режим ведения плавки и изготовления отливки [10] были выбраны правильно.

Для установления наличия в выплавленной стали феррита использовали ферритометр Fisher и магнитный вихретоковый прибор-ферритометр МВП-1. По данным ферритометрии (два независимых измерения с применением указанных приборов) в литом состоянии металл отливки содержал 0...0,25 % ферромагнитной фазы.

После кратковременных гомогенизирующих отжигов при 1100...1200 °С в металле было зафиксировано присутствие 3,5...4,5 % ферромагнитной фазы. Данные ферритометрии позволяют отнести стали и сплавы с 11,16 < $\Delta \le 11,8$ к пограничной области "аустенит — аустенитно-ферритная зона" на диаграмме Шеффлера (см. рис. 4, таблицу).

Следует отметить, что в зарубежных промышленно выпускаемых азотистых сталях, относимых к сталям аустенитного класса, допускается наличие не только пяти, но даже и 20 % феррита (см. обзор аустенитных азотистых литейных сталей в первой части данной статьи).

Выплавленная сталь имеет величину [C]/[N] = 0,09 и ЭСП = 33,22, т.е. она удовлетворяет принятым в данной работе критериям отбора. При суммарном содержании элементов внедрения углерода и азота 0,51 % она должна в гомогенизированном состоянии обеспечивать достаточно высокую для аустенитных сталей твердость и прочность. Это было подтверждено предварительными исследованиями [10, 11], показавшими возможность обеспечения у этой стали после кратковременной гомогенизирующей термообработки предела текучести ~400 МПа при ударной вязкости $KCU = 2...2,5 MДж/м^2$. Изучению микроструктуры, механических и коррозионных свойств данной стали будет посвящен материал, продолжающий данную статью.

Выводы

1. Рассчитана растворимость азота в твердом металле 1260 вариантов композиций Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb, в которых содержание ЛЭ варьировали в диапазоне, % мас.: 18...22 Cr; 6...8 Ni; 13...18 Mn (с шагом 1 %); 0,5...2 Мо (с шагом 0,5 %); 0,02...0,08 С (с шагом 0,02 %) для трех уровней постоянного содержания ниобия и ванадия: 0,1 % V, 0,1 % Nb; 0,2 % V,

0,2 % Nb; 0,3 % V, 0,3 % N. С применением диаграммы Шеффлера оценен их фазовый состав.

2. С учетом критериев получения аустенитной структуры стали ($\Delta = 1,17 \text{ Cr}_{_{3KB}} - \text{Ni}_{_{3KB}} \leq 11,164$), отсутствия карбидов хрома типа Cr_{23}C_6 ([C]/[N] $\leq 0,15$) и обеспечения высокой коррозионной стойкости (PREN = $\Im \text{C}\Pi \geq 31$) из числа рассчитанных вариантов был выбран и выплавлен состав аустенитной литейной коррозионно-стойкой стали.

3. Выплавленная сталь 05Х22АГ15Н8М2ФЛ содержит 0,47 % N, что соответствует рассчитанному значению его концентрации в твердом металле и подтверждает надежность использованной методики расчета, дающей наибольшее приближение к результатам эксперимента. Содержащая 0...4,75 % феррита в зависимости от гомогенизирующей термической обработки эта сталь может быть отнесена к аустенитному классу. Ее значения [C]/[N] \leq 0,09 и PREN = ЭСП = 33,22 позволяют считать данную сталь высококоррозионно-стойкой, превосходящей по этому показателю известные литейные стали аустенитного и аустенитно-ферритногго класса, типа 0Х20Н4АГ10.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Castings** // Stainless Steel World (ISSN 1383 7184): http://www.stainless-steel-world.net/pdf/11022.pdf].

2. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Металлургия, 1969. 248 с.

3. **Легирование** стали азотом / Л.Г. Ригина, Я.М. Васильев, В.С. Дуб и др. // Электрометаллургия. 2005. № 2. С. 14–21.

4. Schurman E., Kunze H. Aquivalente Wirkung von Zusatzelementen auf Loslishkeit, Aktivitatskoeffizienten des Stickstoffs bzw. Schewefels in Eisenreichen Drei und Mehrstofflegeirungen bei 1600 °C // Giessereiforschung. 1967. V. 19. № 2. P. 101.

5. Стомахин А.Я., Юрин В.В., Котельникова Г.И., Григорян В.А. Термодинамика растворов азота в жидкой стали и оптимизация нитридообразующих микродобавок: тр. I Всесоюзной конф. "Высокоазотистые стали". Киев, 18–20 апреля, 1990. С. 35–39.

6. Feichtinger H., Satir-Kolorz A. Solubility of Nitrogen in Liquid Iron and Steel // Giess. Forsch. 1989. V. 41. P. 146–165.

7. **Малкин И.П.** Исследование особенностей производства легированных азотом специальных сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, ЦНИИТМАШ, 1966. 24 с.

8. Mukhergjee J.K., Nijhavan B.R. Some precipitation reactions in chromium-manganese-nitrogen stainless steels on aging and cold working // Journal of the Iron and Steel Institute. 1967. \mathbb{N} 1. P. 62–69.

9. Uggowitzer P.J., Magdowski R., Speidel M.O. Nickel free high nitrogen austenitic steels // Iron and Steel Institute of Japan International. 1996. V. 36. № 7. P. 901–908.

10. Исследование возможности применения новой высокоазотистой стали для производства литых заготовок / В.В. Назаратин, Л.Г. Ригина, М.В. Костина, С.О. Мурадян, В.Д. Горбач, С.А. Кузьмин, Е.В. Стацуковский // Литейное производство. 2009. № 6. С. 23–28.

11. **Study** of the solidification kinetics and casting-technological of new high-nitrogen nonmagnetic Cr–Ni–Mn–Mo–N steel for casting production / V.V. Nazarati, M.V. Kostina, V.D. Gorbatch, L.G. Rigina, E.V. Stetsukovskij, S.O. Muradjan // 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. M.: МИСиС, 2009. P. 256–262.

Мария Владимировна Костина, д-р техн. наук, mvk@imet.ac.ru; Людмила Георгиевна Ригина, канд. техн. наук; Олег Александрович Банных, академик РАН; Виктор Михайлович Блинов, д-р техн. наук; Саркис Ованесович Мурадян, аспирант

Читайте в следующем номере:

- Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Термоциклическая обработка литых и деформированных инструментальных сталей
- Муравьёв В.И., Мельничук А.Ф., Бахматов П.В., Мартынюк А.М. Исследование влияния активации процесса диффузионного взаимодействия порошковых частиц в холоднопрессованных заготовках на свойства конструкций
- Гасанли Р.К. Хладостойкость экономно-легированного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, производимого в металлических формах

УДК 669.715.017:621.785.3:620.18:622.24.05

С.С. Колесов, С.Ю. Кондратьев*, В.В. Чижиков, О.В. Швецов (ЗАО "Акватик", г. Москва, * Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)

Исследование структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т после эксплуатации в условиях нефтедобычи

Исследовано влияние длительной эксплуатации в условиях выработки нефтяной скважины на структуру, механические и коррозионные свойства различных участков бурильной трубы 147×13 мм из сплава Д16Т. Показано, что свойства металла трубы снижаются за счет протекания процессов старения в результате технологического и эксплуатационного нагревов. Установлено, что наибольшие изменения в металле происходят на участках трубы внутри и вблизи соединительной муфты.

Effect on structure, mechanical and corrosion properties of different parts of drill pipes 147×13 mm made of D16T alloy by long-term use in the oil well is investigated. It is shown that properties of metal pipe are reduced due to processes of aging as result of technological and operational heatings. It was found that greatest metal changes occur in parts of pipe inside and at next to the coupling.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; технологический и эксплуатационный нагревы; механические и коррозионные свойства; микроструктура; старение; бурильные трубы.

Keywords: aluminum alloys; technological and operational heatings; mechanical and corrosion properties; microstructure; aging; drill pipes.

Промышленное применение бурильных труб из алюминиевых сплавов в нефтедобывающей отрасли было начато еще в 1930-х годах [1–3]. Благодаря ряду преимуществ алюминиевых труб по сравнению со стальными, особенно высокой удельной прочности, их использование позволяет значительно уменьшить массу бурильной колонны, увеличить глубину скважин, повысить производительность и экономичность технологического процесса.

Однако до настоящего времени применение труб из алюминиевых сплавов в бурильной технике ограничено определенными условиями. Это связано, главным образом, с отсутствием достаточного количества экспериментальных данных о поведении алюминиевых сплавов в условиях изготовления и эксплуатации бурильных труб. Для обеспечения надежного прогнозирования работоспособности бурильных труб из алюминиевых сплавов необходимо выявить закономерности изменения свойств металла во всем периоде их эксплуатации, начиная от финишной операции изготовления — горячей посадки замкового соединения. При этом на первом этапе необходимо определить эксплуатационно-технологические факторы, оказывающие наибольшее влияние на материал труб.

Цель работы — исследование изменений структуры и свойств металла в различных участках трубы из алюминие-

вого сплава Д16Т после длительной эксплуатации в условиях бурения нефтяной скважины.

Методика проведения исследований. Исследовали бурильную трубу с наружным диаметром 147 мм и толщиной стенки 13 мм из сплава Д16Т после эксплуатации в течение 1003 ч в условиях выработки нефтяной скважины при температуре 145 °C, плотности бурового раствора 1150... 1300 кг/м³, pH 8...9 и относительном содержании твердой фазы 0,3 %.

Фактический химический состав металла трубы приведен в табл. 1. Для оценки однородности материала по химическому составу микрорентгеноспектральным анализом на установке "Camebax" определяли содержание химических компонентов в различных участках бурильной трубы. По результатам исследования признаков ликвации легирующих элементов не выявлено. Содержание примесей в сплаве составляло менее 0,1 % мас.

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе "Reichert-Jung MeF3A" при увеличениях 100...500 с использованием программы автоматического количественного анализа изображений согласно стандарту ASTM E 1245-03. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы Buehler согласно ASTM E 3-95.

1. Химический состав сплава	Д16Т исследованной	бурильной трубы и п	ю ГОСТ 4784-97
-----------------------------	--------------------	---------------------	----------------

Сплав Д16Т	Содержание основных химических элементов, % мас.									
	Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Ti	Fe	Si		
Исследованный	0	1,62	0,30	0,53	4,54	0,08	0,45	0,48		
По ГОСТ 4784—97	Основа	1,21,8	0,30	0,30,9	3,84,9	0,1	0,5	0,5		



Рис. 1. Схема вырезки образцов из алюминиевой трубы для исследований

Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре общего назначения "ДРОН-3,0" в медном излучении.

Механические свойства определяли при статических испытаниях на одноосное растяжение пятикратных цилиндрических образцов ($d_0 = 6$ мм) при комнатной температуре по ГОСТ 1497—84. Испытания проводили на разрывной машине "Schenck" с максимальной силой нагружения 200 кН при скорости нагружения 1 мм/мин.

Микротвердость определяли по методу Виккерса на приборе "Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E" в соответствии с ASTM E 92.

Электрохимический потенциал определяли потенциостатом марки "П-5827".

Металл трубы исследовали в трех ее участках: 1 – на удалении от соединительной муфты (замка) 105 мм; 2 – на удалении от края муфты 20 мм; 3 – внутри (в центре) замка. На рис. 1 показана схема вырезки образцов из алюминиевой трубы для механических и электрохимических испытаний, а также структурных исследований.

Для сравнения исследовали металл трубы этой же промышленной партии в состоянии поставки (без эксплуатации).

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктура бурильной трубы из сплава Д16Т в состоянии поставки приведена на рис. 2. В структуре сплава в исходном состоянии присутствуют α -твердый раствор и интерметаллиды [4, 5]. Рентгеноструктурный анализ показал, что интерметаллиды представляют собой соединения Al₂Cu и Al₂CuMg.

Значения механических свойств металла бурильной трубы в состоянии поставки соответствуют стандартным для деформированного сплава Д16Т (табл. 2).

Исследование металла бурильной трубы после эксплуатации показало существенное влияние внешнего воздействия в рабочих условиях на механические и электрохимические свойства сплава Д16Т. При этом изменение свойств зависит от расположения участка трубы по отношению к замковому соединению.



Рис. 2. Микроструктура металла исследованной трубы в состоянии поставки

На рис. 3 видно, что наибольшее снижение свойств металла происходит на участке трубы, ввинченном внутрь соединительной муфты. При удалении от замка различие в свойствах сплава в состоянии поставки и после эксплуатации уменьшается. Так, если снижение значений временного сопротивления разрыву, относительного удлинения и твердости сплава на удаленном от муфты участке трубы составляет соответственно 2 МПа, 2 % и 9 МПа, то на участке, ввинченном в центр муфты, оно достигает соответственно 19 МПа, 4 % и 23 МПа.

Изменение свойств металла трубы на участке у края муфты имеет промежуточные значения. Таким образом, на свободном рабочем участке трубы после длительной эксплуатации изменение механических свойств сплава Д16Т невелико, однако на участке, расположенном в глубине соединительной муфты, снижение свойств значительное и составляет относительно состояния поставки: более 3 % – для характеристик прочности, более 16 % – для твердости и более 20 % – для пластичности.

Металлографический и рентгеноструктурный анализы показали, что фазовый состав сплава Д16Т в процессе эксплуатации бурильной трубы качественно остается одинаковым. В структуре, как и в состоянии поставки, присутствуют α -твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды Al₂Cu и Al₂CuMg. Однако количество и размеры интерметаллидных включений изменяются.

На рис. 4 видно, что в структуре сплава Д16Т после эксплуатации трубы несколько возрастает количество вторичных фаз и наблюдается преимущественное их расположение в виде цепочек в направлении пластической деформации металла.

В табл. 3 приведены результаты количественного металлографического анализа металла трубы в состоянии поставки и после эксплуатации. Из полученных экспериментальных данных следует, что объемная доля интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т после эксплуатации возрастает, а их средний размер значительно уменьшается.

2. Механические свойства и электрохимический потенциал (ЭХП) металла (сплав Д16Т) исследованной трубы в состоянии поставки

	OVE			
σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	НV, МПа	ЭХП, МВ
560	370	18	140	-588



Рис. 3. Механические свойства и электрохимический потенциал металла исследованной трубы в состоянии поставки и в различных ее участках после эксплуатации

Наибольшие структурные изменения наблюдаются в металле трубы на участке, ввинченном внутрь замкового соединения. В этом случае объемная доля включений увеличивается в ~1,3 раза, а плотность распределения возрастает в ~1,8 раза. При этом уменьшаются: средний диаметр интерметаллидов – в ~1,7 раза, средняя площадь включения – в ~2,0 раза и среднее расстояние между ними – в ~1,8 раза. Структурные изменения в металле на участках трубы у края и на удалении от муфты имеют аналогичный характер, но менее интенсивны, особенно на удаленном участке.

Обнаруженные изменения в структуре металла трубы позволяют предположить, что ее нагревы при горячей посадке замка и при последующей эксплуатации активизируют в сплаве Д16Т процесс старения, сопровождающийся выделением дисперсных вторичных интерметаллидных фаз [4, 5]. Это является причиной снижения механических свойств металла трубы.

Образование в структуре сплава Д16Т обособленных вторичных включений свидетельствует о нарушении когерентности кристаллической решетки на межфазной границе между матричным α-твердым раствором и выделяющимися вторичными интерметаллидными фазами, что приводит к разупрочнению сплава (перестаривание). Одновременно увеличение количества обособленных хрупких интерметаллидов в структуре вызывает снижение пластичности металла.

Увеличение длительности эксплуатации бурильной трубы может способствовать коагуляции выделяющихся в структуре сплава Д16Т вторичных интерметаллидных включений и, как следствие, повышению пластичности металла. Однако, во-первых, этот процесс должен сопровождаться дальнейшим разупрочнением сплава, а во-вторых, коагуляция интерметаллидных частиц при температурах ~150 °C будет происходить очень медленно. Таким образом, можно ожидать, что обнаруженный характер изменений в структуре сплава Д16Т сохраняется при длительной эксплуатации бурильной трубы и определяет изменение механических свойств металла.

Наиболее значительные структурные изменения в металле трубы на участке, ввинченном внутрь соединительной муфты, соответствуют максимальному снижению механических свойств сплава. Необходимо учитывать, что этот участок трубы подвергается длительному нагреву не только при бурении скважины, т.е. в процессе эксплуатации, но и кратковременному нагреву — при горячей посадке замка, т.е. в процессе ее изготовления.

Кратковременный технологический нагрев бурильной трубы в замковом соединении до 200...250 °С может оказывать как непосредственное влияние на структуру и свойства

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 4. Микроструктура металла различных участков исследованной трубы после эксплуатации (расположение участков по отношению к соединительной муфте по рис. 1):

а – на удалении 105 мм; *б* – 20 мм; *в* – в центре муфты

сплава Д16Т, так и провоцировать в нем ускоренный распад нестабильного α-твердого раствора при последующей эксплуатации колонны.

Таким образом, последовательное воздействие технологического и эксплуатационного нагревов на участки трубы внутри, а также вблизи соединительной муфты в большей степени способствует развитию диффузионных процессов в сплаве Д16Т, что приводит к большему снижению его прочностных и пластических свойств.

Участки трубы, находящиеся на удалении от муфты, подвергаются только эксплуатационному нагреву, вследствие чего изменения структуры и свойств в сплаве значительно меньше.

Дальнейшее исследование металла бурильной трубы выявило отрицательное влияние гетерогенизации структуры и снижения механических свойств сплава Д16Т в процессе эксплуатации на его коррозионную стойкость.

На внутренней и наружной поверхностях алюминиевой трубы после эксплуатации ($T = 145 \,^{\circ}\text{C}$, pH 8...9) наблюдаются значительные коррозионные поражения, особенно сильные на участках, расположенных внутри и у края соединительной муфты (рис. 5). Видно, что в результате воздействия рабочей среды в сплаве Д16Т происходит вытравливание вторичных фаз и их границ.

Изменение значений электрохимического потенциала металла бурильной трубы подтверждает, что участок, ввинченный внутрь соединительной муфты, в процессе эксплуатации подвергается коррозии в наибольшей степени. При удалении от муфты степень коррозии металла трубы уменьшается (см. рис. 3).

Коррозия внутренней стенки трубы, особенно на участке внутри муфты, значительно сильнее, а коррозионные поражения — глубже, чем внешней стенки (см. рис. 5). Вероятно, это связано с дополнительным кавитационным воздействием потока бурового раствора на внутреннюю стенку трубы. При этом снижение механических свойств сплава Д16Т в процессе эксплуатации трубы уменьшает сопротивляемость внутренней стенки кавитационному воздействию.

На основании результатов выполненных исследований можно заключить, что эксплуатационный и особенно технологический нагревы бурильной трубы оказывают существенное влияние на структуру сплава Д16Т и приводят к снижению его механических и коррозионных свойств, наиболее значительному на участках трубы, расположенных внутри и вблизи замкового соединения.

Таким образом, для широкого применения алюминиевых труб в нефтедобывающей отрасли промышленности необходимым является проведение целенаправленных исследований

э.	. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре металла (сплав д101) в различных участках
	исследованной трубы в состоянии поставки и после эксплуатации

	Состояние поставки	После эксплуатации		
Структурная характеристика		Участок трубы на удалении от замкового соединения		
интерметаллидных фаз		105 мм	20 мм	в центре муфты
Объемная доля, %	3,40	3,60	4,15	4,34
Плотность распределения, 1/мм ²	12409	21135	23561	22923
Средняя длина, мкм	1,80	1,54	1,53	1,15
Средняя площадь, мкм ²	2,70	1,47	1,46	1,36
Среднее расстояние между интерметаллид- ными фазами, мкм	42,8	39,2	26,6	23,7
Диаметр по Ферету, мкм:				
средний	1,70	1,24	1,15	1,03
максимальный	2,00	1,60	1,51	1,26

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 5. Вид внешней (*a*) и внутренней (*б*) поверхностей исследованной трубы после эксплуатации (участок на удалении от края муфты 20 мм)

по определению стабильности свойств алюминиевых сплавов в процессе изготовления и эксплуатации бурильных труб.

Выводы

1. Установлено, что после горячей посадки замка и эксплуатации бурильной трубы 147×13 мм из алюминиевого сплава Д16Т в течение 1003 ч в условиях выработки нефтяной скважины механические свойства и коррозионная стойкость металла снижаются относительно состояния поставки. При этом максимальное изменение свойств сплава происходит на участках трубы вблизи и особенно внутри замкового соединения: характеристики прочности ~3 %, твердость ~16 %, пластичность ~20 %, электрохимический потенциал ~36 %.

2. Обнаружено, что причиной изменения свойств металла бурильной трубы из сплава Д16Т является диффузион-

*******-

УДК 621.74:669.13

ный распад метастабильного α-твердого раствора с выделением в структуре обособленных интерметаллидных фаз (перестаривание) в результате технологического и эксплуатационного нагревов.

 Для расширения области применения алюминиевых бурильных труб необходимым является проведение систематических сравнительных исследований для определения влияния условий изготовления (горячей посадки замка) и эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства различных алюминиевых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Файн Г.М., Неймарк А.Х. Проектирование и эксплуатация бурильных колонн для глубоких скважин. М.: Недра, 1985. 237 с.

 Каранашев Р.А. Совершенствование процесса производства бурильных труб из алюминиевых сплавов: автореф. ... канд. техн. наук. М.: МИСиС, 1993. 24 с.

3. Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. мат. III Междунар. конф. Т. 1. М.: Интерконтакт Наука, 2009. 167 с.

4. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 1999. 413 с.

5. Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1992. 271 с.

Сергей Сергеевич Колесов, канд. техн. наук; Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук, info@petropromspb.ru; Валерий Васильевич Чижиков, канд. техн. наук;

Балерии Басильевич Чижиков, кано. техн. наук, Олег Викторович Швецов, инженер-металловед

К.В. Макаренко (Брянский государственный технический университет)

Анализ процессов структурообразования в чугунах

На основании системного подхода к управлению процессами структурообразования в чугунах проведена классификация структурных составляющих и их характеристических параметров. Предложены методы управления выбором рациональных структур чугунов.

On the basis of the system approach to management of structurization processes in cast irons classification of structural components and their characteristic parameters is performed. Management methods by choice of rational structures cast irons are offered.

Ключевые слова: чугун; структурообразование; графит; металлическая матрица; точка бифуркации; классификация.

Keywords: cast iron; structurization; graphite; metal matrix; point bifurcation; classification.

Свойства материала, которые являются основой функциональности любой детали, определяются, прежде всего, его объемной и поверхностной структурой. Изменяя структуру поверхности и варьируя сочетание разнообразных фаз в объеме материала, можно эффективно управлять свойствами изделий.

Решение задач управления процессами структурообразования в графитизированных чугунах возможно путем изменения параметров технологических процессов и оптимизации химического состава сплава. Все эти компоненты, характеризующие технологию получения и материал, могут быть объединены в единую модель, которую условно можно назвать "моделью 4С": химический состав – способ^{*} – структура – свойства.

^{*} В модели под элементом "способ" подразумеваются всевозможные технологические методы и процессы воздействия на сплав в жидком или твердом состоянии, которые могут привести к изменениям структуры и свойств чугуна.

При анализе технологии получения изделий из чугунов традиционно применяют прямой метод взаимосвязи основных компонентов модели 4С: химический состав → способ → структура → свойства. Примером прямого решения является задача оптимизации химического состава в соответствии с методом планирования эксперимента, который при учете большого числа факторов становится крайне трудозатратным.

Однако на этапе конструирования изделия процесс оптимизации химического состава материала решается обратным путем с точки зрения обеспечения требуемых свойств изделия. В этом случае решение о предпочтении того или иного материала принимается конструктором на основании анализа механических и эксплуатационных свойств, которыми должна обладать конкретная деталь. Последующая оптимизация технологических процессов при таком подходе будет определяться обеспечением заданного уровня свойств, которые, как было ранее отмечено, зависят от структуры материала.

Таким образом, именно структура является связующим звеном, обеспечивающим, с одной стороны, требуемый уровень свойств, а с другой — диктующим определенные условия, предъявляемые к технологическому процессу и химическому составу сплава. При таком подходе процесс управления структурообразованием материала будет заключаться в оптимизации входных компонентов модели 4С, к которым относятся характеристики технологических процессов и химический состав сплава.

Оптимизация структуры графитизированных чугунов для получения изделий с заданными свойствами методом решения обратной задачи может быть проведена в соответствии с алгоритмом, приведенным на рис. 1.

В алгоритме технологические (управляющие) процессы для каждого конкретного предприятия при отсутствии кооперации ограничены только его производственными возможностями. Поэтому основная роль при разработке технологии производства изделия отводится оптимизации химического состава чугуна и применению в техпроцессе операций, не требующих для их реализации специального оборудования, к ним, в частности, относятся: легирование, термовременная обработка расплава (при плавке в электрических печах), определенные разновидности внепечной обработки, модифицирование и т.д.

Решение обратной задачи невозможно без целостного представления о структурообразующих процессах, протекающих в чугунах, и влиянии, которое оказывает на них изменение технологических параметров и химического состава сплава. Зная закономерности такого влияния, можно прогнозировать развитие процессов структурообразования и использовать эффективные стратегии управления для получения деталей с заданными свойствами.

Задачу обеспечения в изделиях из графитизированных чугунов рациональной структуры можно решить, разбив ее на две подзадачи. Во-первых, обеспечить требуемые параметры графитовой фазы: форма, размер, распределение, количество. Эта задача решается на уровне управления процессами кристаллизации, если не брать в расчет частный случай получения ковких чугунов. Во-вторых, необходимо решить вопрос оптимизации характеристик металлической матрицы, ее структурных составляющих, их количественного и пространственного распределения, а также требуемого уровня дисперсности.

В соответствии с подходом разделим процессы на две составляющие части: первичное структурообразование, которое протекает в кристаллизующемся сплаве, и вторичное



Рис. 1. Алгоритм оптимизации технологического процесса для получения изделий с заданными свойствами

структурообразование, соответствующее превращениям, протекающим в твердом состоянии при охлаждении в форме или в процессе термической обработки.

Представим процессы первичного структурообразования, протекающие в расплаве чугуна при охлаждении, в соответствии с теорией графов как разновидность орграфа^{*} (рис. 2). Начальным состоянием процесса кристаллизации (корнем дерева) является расплав (L). При переохлаждении, которое является необходимым условием начала процесса кристаллизации, расплав переходит в метастабильное состояние (L'). Такое состояние отличается от стабильного гомогенного расплава возникновением и затуханием флуктуации состава и температур. Флуктуациям при фазовых превращениях уделяется большое внимание в связи с их значительным влиянием на процесс зарождения зародышей вновь образующихся фаз.

Кристаллизация может развиваться в чугунах различными путями: в два этапа с выделением первичных фаз и последующей эвтектической (квазиэвтектической) кристал-

^{*} Правильнее было бы назвать такой граф просто ориентированным деревом, но так как дерево по определению не содержит циклов, то в данном случае речь может идти о представлении орграфа, как дерева блоков и точек сочленения.



Рис. 2. Орграф развития процессов первичного структурообразования в чугунах

лизацией (I, III, IV) или в один этап, когда химический состав чугуна близок к эвтектическому (L_{9}) или в случае значительного переохлаждения соответствует квазиэвтектике ($L' \rightarrow L_{9}$).

В общем случае выбор направления процессов кристаллизации зависит от химического состава, скорости охлаждения и модифицирования. При кристаллизации графитизированных чугунов в результате воздействия управляющих факторов изменяется форма графитовой фазы, которая наряду с металлической матрицей, определяет свойства чугунов.

Для комплексной оценки влияния химического состава на развитие процессов кристаллизации нелегированных чугунов может быть использован комплексный параметр учета химического состава — степень насыщенности [1]:

$$S_c = \frac{C\%}{4,23-0,312 \operatorname{Si}\% - 0,33P\% + 0,18(\operatorname{Mn}\% - 1,76S\%)}$$

где С %; Si %; P %; Mn %; S % — концентрации в чугуне углерода, кремния, фосфора, марганца и серы соответственно. При медленном охлаждении, если $S_c > 1$, то кристаллизация развивается по дугам III и IV, $S_c < 1$ — дуга I, $S_c = 1$ — дуга II.

Помимо основных элементов (C, Si, P, Mn, S) большое влияние на выбор в системе направления первичного структурообразования оказывают легирующие элементы. Как правило, карбидообразующие элементы (Cr, Mo, Ti, V, W) способствуют формированию *специальных карбидов* (CK) или карбидных эвтектик (γ + CK).

В условиях неравновесной кристаллизации наблюдается определенная метастабильность, свойственная всем фазам $L', \gamma', \Gamma', CK', {U'}^*$. При последующем медленном охлаждении в твердом состоянии или в процессе термической обработки система стремится уменьшить свою внутреннюю энергию, что приводит к протеканию фазовых переходов, направлен-

ных на повышение термодинамической стабильности структуры чугуна.

Для учета кристаллизации возможных эвтектик в чугунах изолированной вершиной в орграфе представлен процесс кристаллизации фосфидной эвтектики из маточного расплава, который обогащен легкоплавкими компонентами. Изолированная вершина орграфа может являться продолжением любого пути кристаллизации при соблюдении определенных условий концентрации (P > 0,2 %).

Рассмотрим процессы структурообразования в чугуне с позиции построения детерминировано-вероятностных систем. При развитии таких систем переход из одного состояния в другое осуществляется не чисто детерминировано или вероятностно, а смешанно.

Закономерная часть обусловлена фазовыми переходами, присущими системам железоуглеродистых сплавов. Вероятностная составляющая возникает из-за возможных отклонений от идеальной схемы технологического процесса. Отклонения могут быть обусловлены, например, присутствием в шихтовых материалах неконтролируемых примесей или газов или изменениях теплофизических параметров литейных форм, которые влияют на развитие процессов структурообразования в чугунах.

Важное место в таких моделях отводится точкам бифуркаций, в которых система делает выбор в направлении своего будущего развития. Точкой бифуркаций в неравновесной термодинамике [2] называется такое состояние системы, при котором любое сколь угодно малое воздействие способно привести к глобальному, коренному изменению. При этом ведущую роль в точках бифуркаций играют флуктуации, именно они определяют последующее направление развития изменений и относительную устойчивость системы в условиях конкурентной кристаллизации.

Нетрудно определить точки бифуркаций для чугунов на орграфе (см. рис. 2), именно в этих точках определяется конечная структура, и от направления развития процессов в этих точках зависит качественный и количественный состав структурных составляющих.

Существует три основных точки: первая соответствует процессу кристаллизации из расплава L' – образование первичных фаз, вторая – выбор направления эвтектической кристаллизации из состояния L_3 или ($L' \rightarrow L_3$), а третья принадлежит превращению из аустенита ($\gamma \lor \gamma'$) в твердом состоянии (рис. 3).

Таким образом, оценивать влияние различных технологических факторов необходимо именно по степени воздействия в этих трех точках, так как они определяют получаемые структуры в отливках из чугуна.

Для пояснения понятия точек бифуркаций и их влияния на процессы первичного структурообразования чугунов используем представление энергетических схем, разработанное Г.И. Сильманом (рис. 4) [3]. В соответствии с общими положениями оценки энергетических особенностей фазовых переходов для перемещения системы из одного состояния в другое необходимо преодолеть активационный барьер, который определяет уровень затрат энергии, расходуемых на образование зародышей новой фазы. Потенциал этого активационного барьера определяется диффузионными и энергетическими процессами.

Наиболее устойчивый одноэтапный переход из жидкого состояния L' в состояние ($\gamma + \Gamma$) происходит в процессе эвтектической кристаллизации, однако он требует больших энергетических затрат, обусловленных одновременным рос-

^{*} Под метастабильностью цементита в данном случае подразумевается карбидная составляющая сплава на основе железа, не соответствующая стехиометрической формуле Fe₃C.



Рис. 3. Орграф развития процессов вторичного структурообразования в чугунах

том двух фаз. Поэтому иногда энергетически выгоднее реализовывать процесс перехода к стабильной структуре через промежуточные состояния с выделением первичных фаз $(L' + \gamma'), (L' + \Pi)$ и $(L' + \Gamma)$ или метастабильной эвтектики (γ' + Π). Энергетические затраты системы для преодоления соответствующих активационных барьеров $(E_{\gamma'}, E_{\Pi}, E_{\pi})$ значительно меньше, чем в случае прямого перехода в стабильное состояние (E_{γ}) .

На энергетической схеме точка B_1 является точкой бифуркации, в которой система определяет направление последующего развития процессов кристаллизации из состояния L'. Чаще всего в реальных условиях в независимости от химического состава чугуна в локальных участках в результате образования флуктуаций состава или применения процессов модифицирования формируются первичные фазы (γ , Ц или Γ), которые являются предтечей процессов эвтектической кристаллизации.

В точке B_1 система делает выбор в пользу той или иной разновидности эвтектической кристаллизации, т.е. формировании графитово-аустенитной или ледебуритной эвтектик или смешанной эвтектической кристаллизации при образовании половинчатых чугунов. Выбор движения по тому или иному пути зависит от энергетического потенциала флуктуации, что определяет способность системы к преодолению того или иного активационного барьера. В соответствии с основополагающими законами термодинамики система стремится в своем развитии к минимизации энергетических затрат, что служит причиной появления промежуточных структурных состояний.

В интервале температур между эвтектическим и эвтектоидным превращением процесс структурообразования характеризуется выделением вторичных фаз графита, цементита или специальных карбидов. Чаще всего вторичные фазы кристаллизуются на уже имеющиеся включения, но иногда при ускоренном охлаждении могут образовывать "псевдоэвтектоидные" колонии или локальные включения, представленные метастабильными фазами (Г', Ц', СК').

Металлическая матрица чугуна формируется фазовыми превращениями, происходящими в твердом состоянии, которые зависят от свойств и состояния аустенита. Основными процессами воздействия на данном этапе структурообразования являются изменяемые термокинетические параметры охлаждения отливок или изделий при термической обработке.

Технологические (управляемые) процессы оказывают воздействие на свойства аустенита, к которым, прежде всего, относится его относительная устойчивость при полиморфном превращении. Относительную устойчивость аустенита при различных переходах в новые структурные состояния можно оценить по диаграммам изотермического или термокинетического распада аустенита, по длительности инкубационного периода.

При решении подзадачи обеспечения в чугуне требуемой металлической матрицы необходимо учитывать влияние графитовой фазы на процессы формирования аустенита или, например, на распределение включений фосфидной эвтектики, поскольку кристаллизация из расплава графитово-аустенитных эвтектик в виде эвтектических ячеек сказывается на развитии ликвационных процессов.

Ликвационные явления оказывают значительное влияние на процессы структурообразования, являясь часто причиной аномального распределения структур в



Координата реакции

Рис. 4. Энергетическая схема развития процессов структурообразования в чугунах [3]:

 $E_{\gamma'}, E_{II}, E_{\Gamma}, E_{\Lambda}, E_{\Im}$ – энергия активации процесса кристаллизации аустенита, цементита, графита, ледебурита и графитово-аустенитной эвтектики соответственно

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 5. Классификация структурных составляющих графитизированных чугунов и их характеристических параметров

сплаве. К сожалению, ликвация относится к той группе процессов, которыми на этапе кристаллизации трудно управлять. В большинстве производственных процессов, даже в условиях медленного охлаждения чугуна, близкого к равновесной кристаллизации, в конечной структуре чугуна проявляется сегрегация химических элементов сплава, которая влияет на последующее структурообразование.

Наиболее рациональным способом устранения сегрегации является гомогенизирующий отжиг, который позволяет устранить химическую неоднородность аустенита. Однако структурная неоднородность, возникшая на этапе кристаллизации по причине ливкационных процессов, например распределение ячеек сетки фосфидной эвтектики, не изменяется и после термической обработки.

На основании орграфов (см. рис. 2 и 3) произведена классификация структуры графитизированных чугунов с указанием основных характеристических параметров (рис. 5). При разработке данной классификации в основу был взят ГОСТ 3443–87 "Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры", который был переработан с учетом последних исследований в области металлографии графитизированных чугунов.

Графитизированные чугуны в машиностроении классифицируют в зависимости от формы графитовых включений, что указывает на значительное влияние графитовой фазы, которое она оказывает на свойства материала. Наиболее распространенным литейным сплавом является серый чугун с пластинчатым графитом (ЧПГ). При технологической простоте получения такой чугун имеет ряд существенных недостатков: низкую конструкционную прочность и посредственные пластические свойства, это обусловлено пластинчатой формой графитовых включений.

Недостатки, присущие ЧПГ, отсутствуют в *чугуне с шаровидным графитом* (ЧШГ), где графит имеет сферическую форму, в этом случае напряжения, возникающие в материале, локализуются на отдельных включениях. При такой форме графита главную роль играет структура металлической матрицы, которая и определяет механические и эксплуатационные свойства изделий из ЧШГ.

Другие два промышленных класса чугунов, которые во многом имеют схожие свойства, это *чугуны с вермикулярным графитом* (ЧВГ) и ковкие чугуны, имеющие хлопьевидную форму графитовой фазы.

Учитывая сложность обеспечения требуемой стабильности процесса получения вермикулярной формы графитовой фазы, ЧВГ не получили широкого распространения в отечественной промышленности. Однако как материал, обладающий граничными свойствами между ЧШГ и ЧПГ, ЧВГ имеет широкие перспективы при замене ряда изделий, традиционно получаемых из серого чугуна: поршневых колец, втулок дизелей большой мощности и т.д.

Ковкие чугуны с хлопьевидным графитом по причине значительной энергоемкости процесса их термической обработки и как следствие повышенной себестоимости производства практически не применяют и успешно заменяют ЧШГ.

Помимо указанных основных форм графитовых включений в структуре чугунов могут присутствовать так называемые "вырожденные" формы, которые получаются при отклонении в режимах технологических процессов производства изделий из чугунов. К таким формам включений, в частности, относятся для ЧШГ: чанковый, звездообразный или вермикулярный^{*}; для ЧПГ: междендритный, розеточный, гнездообразный и игольчатый.

Помимо формы графитовые включения в чугунах характеризуются: распределением, которое может быть равномерным или неравномерным; количеством графитовой фазы и размерами.

Проведем анализ наиболее распространенных типов структур металлических матриц с указанием их специфических особенностей. Ферритная металлическая матрица в графитизированных чугунах является наиболее пластичной. Феррит по отношению к графитовым включениям может быть расположен различно, что зависит от ликвации кремния в чугуне [1].

При медленном охлаждении отливок в форме наблюдается обратная эвтектическая ликвация кремния, что приводит к сегрегации этого элемента в областях около графитовых включений. Так как кремний, повышая термодинамическую активность углерода, стимулирует его диффузию к графитовой фазе, то обедненная углеродом металлическая матрица при последующем охлаждении трансформируется в феррит. В быстро затвердевающих доэвтектических графитизированных чугунах наблюдается обратная дендритная или смешанная ликвация кремния, что приводит к образованию феррита в осевых участках дендритов аустенита.

Аустенитная структура металлической матрицы обладает присущими ферритной структуре пластическими свойствами и обеспечивает стабильность прочностных характеристик при высоких рабочих температурах. Перлитная структура обеспечивает высокие прочностные свойства, которые возрастают с уменьшением дисперсности эвтектоида (от перлита к трооститу).

Последнее время [4] в нашей стране и за рубежом пристальное внимание уделяется изотермически закаленным чугунам с шаровидным графитом (ИЗЧШГ). Принято различать следующие металлические структуры, получаемые в ИЗЧШГ: аусферрит, верхний бейнит и нижний бейнит (дополнительно в классификацию введен и зернистый бейнит, который фактически является атермическим, т.е. получаемым при непрерывном охлаждении).

В структуре верхнего и нижнего бейнита наряду с бейнитным ферритом содержится остаточный аустенит, такая композиционная структура обладает высокими прочностными и триботехническими свойствами.

Аусферрит представляет собой разновидность бейнитных структур, он состоит из игольчатого феррита и остаточ-

* В случае недомодифицирования или перемодифицирования расплава в отливках из ЧШГ вермикулярный графит является нежелательной формой, так как снижает свойства сплава.

ного аустенита, содержание которого в структуре достигает 40...50 %. Основное отличие игольчатого феррита от бейнитного — отсутствие в нем карбидной фазы. Структуре аусферрита свойственны высокие прочностные и пластические характеристики, которые обеспечиваются повышенным содержанием остаточного метастабильного аустенита.

Наибольшая твердость получается в чугунах с мартенситной структурой. Для снижения твердости и хрупкости закаленные чугуны отпускают, в результате этой операции получаются структуры отпуска. Таким образом, помимо пластинчатого перлита в чугуне может быть получена структура зернистого перлита, которая отвечает принципу Шарпи–Бочвара, предъявляемому к износостойким материалам.

Из литого состояния в отливках из нелегированных чугунов обычно получается металлическая матрица смешанного типа, состоящая из перлита и феррита. Феррит при этом образует так называемую структуру "бычьего глаза".

Термообработкой в заготовках из графитизированных чугунов можно получить все перечисленные структуры и их различные комбинации. Этот способ является наиболее эффективным для управления процессами структурообразования.

Помимо рассмотренных структур в графитизированных чугунах может присутствовать карбидная фаза в виде структурно-свободного цементита, цементита ледебурита или карбидов легирующих элементов, это повышает твердость и износостойкость изделий из чугуна.

Применяя различные технологические методы и варыруя химический состав сплава, можно получать различные композиции структур, которые обеспечивают изделиям из графитизированных чугунов высокие механические, технологические и эксплуатационные свойства. Дальнейшее повышение прочностных свойств, например, может быть обеспечено измельчением включений графитовой фазы, более равномерным их распределением и созданием композиционной структуры металлической матрицы, которая снижала бы отрицательное влияние графитовой фазы. Исследования в этом направлении проводятся на кафедре "Литейное производство и материаловедение" Брянского государственного технического университета.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шерман А.Д., Жуков А.А. Чугун: справочник. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

2. Гленсдорф П., Пригожин И. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. М.: Едиториал УРСС, 2003. 280 с.

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

4. Беляков А.И., Беляков А.А., Жуков А.А. Применение чугуна с шаровидным графитом // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 11. С. 3–10.

Константин Васильевич Макаренко, канд. техн. наук, makkon1@yandex.ru

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 10.02.2011 г. Подписано в печать 14.04.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,35. Заказ 187. 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.