ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 7 июль 2012

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

| Каблов Д.Е., Крапошин В.С., Герасимов С.А. Кристаллографический | |
|--|----|
| механизм образования двойников под влиянием азота при выращивании | |
| монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов | 37 |
| Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Связь параметров | |
| сопротивления усталости ряда конструкционных материалов с изменением | |
| частоты циклического нагружения | 41 |

Информация

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", 2012

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.** FOKOB A.A. ГАРИБОВ Г.С. ГРОМОВ В.Е. гүн иг ЕВСЮКОВ С.А. ЕРШОВ М.Ю. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КИДАЛОВ Н.А. KOPOTYFHKO A.Ю. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. МУРАТОВ В.С. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В В ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ΠΟЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУПЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ШЕСТАКОВ Н.А. ШПУНЬКИН Н.Ф. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственный за подготовку и выпуск номера ЛУТОВИНИНА О.Н.

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

July 2012 Nº 7

CONTENTS

Casting and Welding Productions

| Kazankov Yu.V., Enikeev A.V. Joining of melt streams in mold cavities during |
|--|
| die casting |
| Levshin G.E., Karikh A.A. Mathematical description of magnetic mould |
| warm-up as function of time 8 |
| Demidov L.I., Feklistov S.I., Ovchinnikov V.V., Sokolov V.P. Plasma-arc welding of units circumferential welds made of steel 30KhGSA |

Forging and Stamping Productions

| Popov I.P., Nesterenko E.S., Zimarev M.V. Production of thin-walled conical parts by compression–distribution in elastic element die | 18 |
|--|----|
| on accuracy of forging height during upsetting | 22 |
| colloidal-graphite lubricant materials | 26 |
| Vorob'ev V.M. Development of methods for volumetric forming of precise workpieces of transport devices wheels disks | 28 |

Rolling and Drawing Productions

| Koval' G.I. | Application | of rolling | g and forging | g mills for | special-property | alloys | |
|--------------|--------------|------------|----------------|-------------|------------------|--------|----|
| of ferrous a | nd non-ferro | ous meta | ls profiles pr | oduction. | | 3 | 33 |

Physical Metallurgy and New Materials

| Kablov D.E., Kraposhin V.S., Gerasimov S.A. Crystallographic mechanism for twins formation under influence of nitrogen during grow of nickel superalloys | ~~ |
|--|----|
| Single Crystals | 37 |
| of cyclic loading | 41 |

Information

| Kuz'mina E.V., Bushuev V.L., Zheleznyak L.M., Latypova E.A. Development | |
|---|---|
| of technology for production of lead brass profiles for mechanical | |
| engineering | 6 |

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", 2012

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

Chairman Assistants: DEMIN VA KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

Editorial Committee: BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN LG EVSYUKOV S.A. ERSHOV M.Yu. ZARUBIN A.M. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. KIDALOV N.A. KOROTCHENKO A.Yu. 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. SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialist LUTOVININA O.N.

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

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 678.532.5

Ю.В. Казанков, А.В. Еникеев

(Московский государственный технический университет "МАМИ")

Стыковка потоков расплава в оформляющих полостях при литье под давлением

Представлена модель формирования поверхности стыковки потоков расплава, возникающей при обтекании ими преград в полости формы при литье под давлением термопластов. В этой модели применен метод маркеров течения, позволяющий детально проследить деформацию образующейся поверхности и изменение поля ее температур вплоть до отвердевания сформировавшего ее материала.

Ключевые слова: литье под давлением; термопласты; литьевая форма; прочность литьевых изделий.

During filling of injection mould cavity various melt streams meet and form joining surface. The model of formation of joining surface is presented. In this model the method of flow labels is applied, allowing in details to track deformation of formed surface and change of its temperature distribution up to solidification of the material which has generated it.

Keywords: die casting; thermoplastic materials; casting mould; strength of molding products.

При литье под давлением расплав заполняет оформляющую полость литьевой формы, температура тела которой ниже температуры отвердевания формуемого материала. Попадающий из впускного канала в оформляющую полость расплав полимера (рис. 1, *a*), встречая на своем пути преграду, разделяется на два потока A и Б, которые обтекают преграду и соединяются за ней с образованием поверхности их стыковки.

В большинстве случаев в зонах стыковки, прилегающих к холодным стенкам полости, поверхность стыковки потоков не успевает возникнуть вследствие быстрого отвердевания поверхностных слоев потоков, прилегающих к стенкам. На поверхности формуемого изделия из-за незавершенности стыковки потоков остается V-образная канавка, называемая линией спая.

Известно, что в области поверхности стыковки потоков материал изделия имеет пониженную прочность, особенно в том случае, если внешние нагрузки вызывают напряжения, нормальные к поверхности стыковки. Знание механизма явлений, приводящих к снижению прочности, необходимо для осознанных, направленных действий в целях минимизации этого снижения. Целесообразна также количественная оценка вклада каждого из этих явлений (если их несколько) в снижение прочности для сопоставления их значимости. Первая причина снижения прочности изделий из всех литьевых металлов — это наличие линии спая, являющейся сильным концентратором напряжений. Вторая возможная причина — это окисление свободных, фронтальных поверхностей стыкующихся потоков, что существенно зависит от окислительной активности металла.

Современные программные продукты, имитирующие процессы формования металлов в оформляющей полости литьевой формы, позволяют детально воспроизводить тепловые поля в контактирующих массивах "формуемое изделие—тело формы" на всех ключевых стадиях цикла литья: впрыска, подпитки и выдержки на охлаждении. В частности, имеется возможность выявления наличия (или отсутствия) периода (а также его длительности), в течение которого температура формующей поверхности оказывается большей, чем температура отвердевания расплава, т.е. периода создания условий для исчезновения V-образной канавки (линии спая). Таким образом, возможен прогноз условий, при которых линии спая отсутствуют.

При литье под давлением термопластов к двум указанным причинам снижения прочности добавляется еще одна, обусловленная спецификой строения полимерных молекул. Длинные, гибкие в состоянии расплава молекулы при движении в потоке ориентируют-

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 1. Модель литниковых каналов и оформляющей полости литьевой формы: *a* – модель каналов и полости; *б* – размеры полости; *в* – конечно-элементная сет-ка; *е* – конфигурация фронтов потоков на различных стадиях заполнения полости расплавом

ся в направлении линий тока. Во всем потоке расплава (за исключением зоны фронта потока, т.е. его свободной поверхности) направление линий тока преимущественно параллельно стенкам оформляющей полости и, соответственно, перпендикулярно образующейся поверхности стыковки двух движущихся навстречу друг другу потоков. Однако на свободной поверхности потока линии тока (и, следовательно, молекулярная ориентация) направлены параллельно ей. Таким образом, в зоне стыковки двух свободных поверхностей потоков молекулярная ориентация не перпендикулярна, а параллельна поверхности стыковки. Прочность полимеров в направлениях, перпендикулярных молекулярной ориентации, существенно ниже, чем в параллельном направлении. Это и является еще одной причиной пониженной прочности в зоне стыковки потоков у литьевых изделий из полимеров.

В течение некоторого периода от момента образования данного участка поверхности стыковки до момента, при котором его температура становится ниже температуры отвердевания (т.е. периода сохранения вязкотекучего состояния), молекулы сохраняют взаимную подвижность и гибкость, и поэтому вследствие естественного теплового движения наведенная течением молекулярная ориентация может "разупорядочиваться": молекулы состыковавшихся потоков своими фрагментами взаимно проникают через поверхность стыковки (взаимно диффундируют). Известно [1, 2], что прочность ослабленного места в зоне стыковки увеличивается пропорционально росту степени взаимодиффузии в этой зоне, т.е. прочность повышается с ростом температуры расплава, температуры формы, толщины стенки изделия. Однако показано это только применительно к относительно простому, частному случаю стыковки: во-первых, фронты стыкующихся потоков плоские, так что стыковка имеет место одновременно по всей ширине потоков, во-вторых, стыковка происходит в момент конца заполнения полости, так что течение в полости после этого момента отсутствует. Такие условия стыковки, например, возможны, если размер В полости, показанной на рис. 1, *б*, был не 80 мм, а около 5 мм. В большинстве случаев формирования поверхности стыковки эти два условия не соблюдаются.

В статье предпринята попытка количественного анализа кинематики движения расплава при формировании поверхности стыковки в общем случае, выявления изменения температуры каждого из элементарных участков образующейся поверхности стыковки в течение периода от момента возникновения

этого участка до его отвердевания, а также количественной оценки распределения конечных значений степени взаимодиффузии на поверхности стыковки.

Для моделирования течения расплавленного полимера в форме использовали известный программный продукт компании MOLDFLOW, в котором реализовано решение задачи о заполнении полости сложной конфигурации комбинированным конечно-элементным—конечно-разностным методом. Для моделирования была разработана компьютерная модель каналов и оформляющей полости литьевой формы (см. рис. 1, *a*). Размеры полости показаны на рис. 1, *б*. Для проведения анализа на модель была нанесена конечно-элементная сетка, имеющая повышенную плотность элементов за преградой в месте предполагаемой стыковки для получения более точных результатов в этой области (рис. 1, *в*).

На рис. 1, *г* показан один из результатов анализа течения, проведенного на данной модели, а именно, положение фронта расплава на разных стадиях заполнения полости. Для анализа был взят материал — полистирол. Данный анализ проводили при следующих параметрах режима литья: температура расплава $T_{\rm p} = 220$ °C; температура формы $T_{\rm p} = 45$ °C; время впрыска $t_{\rm впр} = 3$ с; время выдержки при охлаждении 23 с.

Два встречающиеся за преградой потока А и Б (см. рис. 1, *г*) своими фронтальными поверхностями в месте встречи образуют поверхность контакта (рис. 2). В процессе обтекания длина поверхности контакта *L* возрастает по двум причинам: во-первых, в каждый последующий момент времени в контакт входят все



Рис. 2. Обтекание преграды потоками расплава в оформляющей полости

новые участки поверхности стыкующихся потоков; во-вторых, вследствие общего движения потоков в направлении *x* правая часть поверхности контакта смещается в этом направлении, в то время как левая ее часть, находясь в зоне застоя у преграды, остается неподвижной. На определенной стадии развития поверхности стыковки (отмечена линией Л, см. рис. 1, *г*) первая из причин исчезает, однако вторая имеет место вплоть до конца заполнения полости.

Для выявления изменения температуры каждого из элементарных участков образующейся поверхности стыковки использован метод маркеров течения. Маркеры — это воображаемые частицы (материальные точки), помещенные в расплав и движущиеся вместе с ним, следуя полю скоростей, развивающемуся в потоке. При этом для маркера может вычисляться какая-либо функция, отражающая состояние среды, например, изменение температуры во времени по мере движения маркера. В каждый момент времени значение этой функции определяется в том месте полости, где в этот момент находится маркер.

После обтекания преграды образуется поверхность контакта потоков (см. рис. 2), ограниченная слева преградой, сверху и снизу – стенками полости, справа – линией C пересечения фронтальных поверхностей двух стыкующихся потоков расплава. Эта поверхность постоянно увеличивает свою длину L по мере заполнения полости. Если на этой поверхности в некоторый момент времени ввести маркер, то можно проследить его дальнейшее смещение из-за течения расплава. Очевидно, что маркер может двигаться только в плоскости поверхности контакта xz, являющейся в рассматриваемом случае плоскостью симметрии оформляющей полости.

Результатом моделирования заполнения полости с применением программного продукта MOLDFLOW после несложных дополнительных расчетов является поле скоростей расплава в полости $v_x(x, y, z, t)$, $v_y(x, y, z, t)$, где t – время; x, y, z – неподвижная система координат, приведенная на рис. 2 и 1, *а*. В частности, можно вычислить поле скоростей $v_x(x, 0, z, t)$ на поверхности спая, которое служит основой для подсчета

смещений маркеров. Это поле определено на конечно-элементной сетке MOLDFLOW и "привязано" к неподвижной системе координат. По мере своего движения маркер переходит из одного элемента в другой, и его скорость должна определяться в том месте пространства, где он находится в данный момент.

Когда маркеры достигают области потока, непосредственно приближенной к его фронту, они приобретают компоненту скорости в направлении z и уходят из срединной зоны потока (из его "ядра") в периферийные зоны, прилегающие к стенкам полости (кинематика движения, называемая "фонтанный эффект"). Поскольку в MOLDFLOW пренебрегается составляющими скорости в направлении оси z и не моделируется фонтанный эффект, в созданной математической модели для его учета был разработан упрощенный метод описания кинематики маркеров в зоне фронта потока. Маркеры, двигавшиеся по центру потока (т.е. непосредственно по оси х), попадают точно на стенку, а маркеры, двигавшиеся вблизи от центральной оси течения *x*, попадают в пристенную область, но не на саму стенку. В момент завершения каждым маркером движения по полуокружности алгоритм фонтанного эффекта для каждого из них "отключается", и эти маркеры продолжают участвовать в простом сдвиговом течении, параллельном оси х.

На рис. 3 показаны результаты моделирования движения маркеров на контактной поверхности спая. Вследствие симметрии течения задача решалась на половине толщины полости H/2 = 1,5 мм. В некоторый момент времени от начала впрыска t = 1,92 с образуется малый начальный участок поверхности контакта длиной 3,33 мм (см. рис. 3, *a*). На этом участке вводится группа маркеров (показаны точками). В следующий момент времени 1,94 с образуется новый участок контактной поверхности и она увеличивает свою длину до 6,67 мм (см. рис. 3, б). На этом участке вводится следующая группа маркеров (показаны точками; маркеры, включенные ранее, показаны кружками). Затем появляется новый участок поверхности, на котором вводится новая группа маркеров и т.д. При этом маркеры, введенные в более ранние моменты времени, получают некоторое перемещение в направлении оси x (оно становится заметным на рис. 3, e, e). Это смещение максимально в ядре потока на оси х (z = 0) и нулевое на стенке при z = 1,5 мм (условие прилипания).

В какой-то момент времени ближайшие к фронту маркеры, движущиеся в ядре потока, должны "опередить" фронт, что физически недопустимо, поэтому в данный момент включается изложенный выше алгоритм учета фонтанного течения, который "отбрасывает" их в пристенную область, сразу вычисляя их новое положение и смещение, достигнутое к данному моменту (см. рис. 3, ∂ — маркеры, участвовавшие в фонтанном эффекте, показаны черными кружками). С этого момента новые маркеры уже не вводятся, так как удлинение поверхности контакта осуществляется теперь за счет фонтанного эффекта, с участием "ста-



Рис. 3. Распределение маркеров по поверхности стыковки на различных стадиях заполнения формы

рых" маркеров, поступающих из ядра потока, а не за счет входа в контакт новых участков фронтальных поверхностей стыкующихся потоков. Эти "старые" маркеры достигают фронта, движутся по фронту в направлении к стенкам полости, а затем "отцепляются" от фронта и продолжают движение в пристенной области с небольшими скоростями (см. рис. 3, e, ∞). В момент заполнения полости течение прекращается и все маркеры останавливаются, что позволяет получить их конечное распределение по поверхности контакта (см. рис. 3, 3).

Таким образом, в формировании поверхности стыковки можно выделить два этапа: на первом этапе фронт *С* поверхности контакта (см. рис. 2) обгоняет маркеры, фонтанный эффект не наблюдается, что соответствует стыковке потоков своими фронтальными поверхностями; на втором этапе маркеры начинают обгонять фронт, длина поверхности контакта увеличивается только вследствие фонтанного эффекта, что соответствует растяжению образованной поверхности спая.

Изменение температуры маркеров определяли на основе нестационарного поля температур T(x, 0, z, t), вычисляемого с помощью MOLDFLOW на стадиях впрыска, выдержки под давлением и охлаждения, а также на основе восстановленных изложенным выше методом траекторий маркеров и времен их пребывания на каждом из участков траектории.

Изменение распределения степени завершенности взаимодиффузии по площади формирующейся поверхности стыковки определяли решением уравнения нестационарной диффузии (2-й закон Фика) в одномерной постановке (взаимодиффузия происходит в направлении, перпендикулярном поверхности стыковки, т.е. в направлении *у*, см. рис. 2) с коэффициентом диффузии, зависимым от температуры согласно уравнению Аррениуса; коэффициенты последнего для полистирола заимствовали из [3].

Уравнение диффузии решали для каждого маркера методом конечных разностей. Начальным моментом времени считали момент возникновения маркера на образовавшемся в этот же момент очередном участке стыкующихся фронтальных поверхностей потоков, конечным — момент падения температуры маркера ниже температуры стеклования полимера ($T_c = 78$ °C). На рис. 4 показано полученное распределение концентраций сегментов молекул одного из стыкующих-ся потоков в другом, начиная от поверхности контакта вдоль оси *у*.

Степень завершенности взаимодиффузии оценивалась синусом угла β между поверхностью контакта и концентрационным профилем (см. рис. 4). Этот угол в начальный момент времени равен нулю, затем возрастает по мере проникновения сегментов молекул одного потока в другой.



Рис. 4. Изменение степени взаимодиффузии во времени для одного из маркеров

Совокупность всех маркеров позволяет получить распределение степени взаимодиффузии по поверхности контакта в различные моменты времени. Рис. 5 иллюстрирует протекание взаимодиффузии на этой поверхности для режима литья: $T_p = 220$ °C; $T_{\phi} = 45$ °C; $t_{впp} = 3$ с; толщина изделия H = 3 мм. На ранней стадии формирования спая в момент времени t = 1,98 с степень диффузии незначительна и практически выровнена вдоль образовавшегося к этому моменту начального участка поверхности спая, немного уменьшаясь у стенок из-за более низкой температуры пристенных слоев расплава (см. рис. 5, *a*).

В некоторый момент времени начинает действовать механизм фонтанного эффекта: частицы расплава, попадая из ядра потока на фронт, отбрасываются к стенкам полости, вследствие чего степень диффузии на самом фронте оказывается одинаковой в ядре потока и на стенках, т.е. выровненной по толщине полости (см. рис. 5, δ). Поскольку температура стенок полости значительно ниже температуры стеклования полимера, процесс диффузии в частице расплава, попавшей на стенку, сразу же прекращается, и достигнутая к этому моменту степень диффузии у такой частицы больше не изменяется ("замораживается" на стенках).

В ядре потока температура продолжает оставаться высокой, степень диффузии нарастает, и вновь поступающие из ядра потока на стенку частицы расплава имеют уже большую степень протекания диффузии, которая также фиксируется на стенках. Это приводит к характерному распределению степени диффузии вдоль стенок: она возрастает от нулевого значения у преграды и далее вплоть до конца полости (см. рис. 5, *в*, *г*).

После заполнения формы на стадиях выдержки под давлением и охлаждения изделия происходит дальнейший рост степени диффузии; картина ее распределения по поверхности спая хорошо соответствует температурному полю, характерному для охлаждения горячего расплава от холодных стенок в тонкой полости. Степень диффузии достигает максимальных значений в центральной части поверхности контакта вдоль всей ее длины, снижаясь возле стенок (см. рис. 5, *г*, *д*).



Рис. 5. Распределение степени взаимодиффузии (sin β) по поверхности стыковки потоков в различные моменты времени

При полном застывании расплава в области спая фиксируется окончательное распределение степени взаимодиффузии по поверхности контакта, определяющее прочность изделия в этой области (см. рис. 5, *e*). Очевидно, например, что среднеинтегральное по толщине значение степени взаимодиффузии возрастает вдоль поверхности стыковки, начиная от преграды до конца полости, что качественно подтверждает неоднократно наблюдавшееся экспериментально возрастание прочности вдоль длины линии спая, однако не находившее достаточно обоснованного объяснения.

Таким образом, созданная количественная модель стыковки потоков позволяет прогнозировать распределение степени взаимодиффузии макромолекул на поверхности стыковки в отформованном литьевом изделии. Эта степень взаимодиффузии непосредственно коррелирует с прочностью изделия в зоне стыковки, благодаря чему модель можно использовать для имитации режимов литья каждого конкретного изделия для поиска таких значений технологических параметров режима, при которых достигается максимальная прочность изделия в месте стыковки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kim S.G., Suh N.P. // Pol. Eng. Sci. 1986. V. 26, 17. P. 1200–1207.

2. Pecorini T.J. // Pol. Eng. Sci. 1997. V. 37, 2. P. 308-314.

 Чалых А.Е., Алиев А.Д., Рубцов А.Е. Электронно-зондовый микроанализ в исследовании полимеров. М.: Наука, 1990.
 С. 108–138.

> *Юрий Васильевич Казанков, д-р техн. наук,* v.v.kazankov@termoclip.ru; Алексей Викторович Еникеев, канд. техн. наук

Г.Е. Левшин, А.А. Карих (Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)

Математическое описание прогрева литейной магнитной формы в функции времени

Предложено математическое описание температурного поля магнитной формы на основе ограниченного числа экспериментальных данных, полученных методом заливки, позволяющее вычислить температуры поверхности отливки и формы и объема формы в любой момент времени и на любой глубине прогрева.

Ключевые слова: магнитная форма; математическое описание; прогрев; температура поверхности формы и отливки; глубина прогрева; температурное поле.

The mathematical representation of the temperature field of the magnetic mould based on the limited number of experimental data obtained by the filling is suggested. It enables to calculate the temperature of the cast surface and the mold as well as of the mold's volume at any moment of time and at any depth of heat penetration.

Keywords: magnetic mold; mathematical representation; warm-up; temperature of cast surface and mold; depth of warm-up; temperature field.

Залитая расплавом полая или неполая объемная *магнитная форма* (МФ) прогревается за время t до температуры T_{ϕ} его теплом и затвердевшей отливки на некоторую (текущую) глубину x_{ϕ} . Температура T_{ϕ} и глубина x_{ϕ} определяются температурой расплава, длительностью t нахождения отливки в форме и др. В МФ при этом (в общем случае) могут происходить процессы снижения прочности (из-за уменьшения намагниченности стальных частиц *магнитомягкого формовочного материала* (МФМ)), их окисления и спекания в окислительной газовой среде.

При проектировании технологии изготовления отливки важно оценить количественно эти процессы путем расчета T_{ϕ} и x_{ϕ} в любой момент времени *t*. Они необходимы в инженерных расчетах процессов затвердевания, охлаждения, усадки и формирования напряжений в отливке, охлаждения МФМ (при повторном использовании). Однако реально работающая математическая модель прогрева МФ до сих пор не разработана.

В работах [1–4] подробно рассмотрены причины этого и проблемы создания математической модели такого процесса, в котором форма после затвердевания отливки (в момент времени $t_{3атв}$ и при $x_{\phi max}$) прогревается затухающим источником тепла – охлаждающейся отливкой. В известных моделях отливку рассматривают как неиссякаемый источник тепла, что допустимо (с некоторой погрешностью) только до момента $t_{3атв}$ [3–6].

Поэтому на практике пользуются графиками прогрева формы двух видов: в функции времени *t* и глубины x_{ϕ} . Наиболее распространен первый, названный методом заливки, так как он отражает изменение во времени показания термопар, установленных на разных расстояниях от отливки [1, 6]. Однако в этом методе очень трудно (практически невозможно) установить термопары в один ряд с шагом в 1 мм, чтобы получить подробную картину температурного поля формы. Поэтому обычно термопары располагают с гораздо большим шагом. Размещение термопар для измерения температур поверхности T_{otn}^{n} отливки и формы T_{Φ}^{n} также вызывает трудности. В результате некоторые исследователи не измеряют эти важные температуры [1, 5, 6]. Не обнаружены и математические модели функции $T_{\Phi} = f(t)$, описывающие прогрев после затвердевания отливки.

С учетом изложенного выше рассмотрим возможность расчетного определения T_{ϕ} , *t* и x_{ϕ} , исходя из математического описания прогрева МФ с использованием ограниченного числа наиболее достоверных экспериментальных данных метода заливки (температур T_{ϕ} , измеренных только в нескольких точках МФ).

Для математического описания использовали экспериментальные графики температурного поля неполой (с газифицируемой моделью) МФ из МФМ в виде дроби ДСК 08 для отливки "плита" с размерами 150×150×15 мм из чугуна СЧ20, полностью затвердевшей при $t_{3атв} = 180$ с [3, 5]. Термопары размещены в центре отливки и на расстояниях $x_{ф} = 4$; 8; 12; 22 и 50 мм от отливки (в одной плоскости).

По графикам создали таблицу базы данных в электронном виде, а затем с помощью программы Microsoft Excel построили графики охлаждения отливки и прогрева формы на указанных расстояниях x_{ϕ} от отливки в зависимости от времени *t* (см. рисунок).

Неизмеренную температуру поверхности $T_{\text{отл}}^{n}$ отливки вычисляли (для необходимого времени *t*) по формуле А.И. Вейника [1, 6] с использованием экспериментального значения температуры $T_{\text{отл}}^{u}$ в центре отливки:

$$T_{\text{OTT}}^{\pi} = \frac{b_{\text{OTT}} T_{\text{OTT}}^{\mu} + b_{\phi} T_{\phi}}{b_{\text{OTT}} + b_{\phi}}.$$
 (1)





Температурное поле отливки и формы (экспериментальные и интерполяционные графики)

Теплоаккумуляцию $b_{\text{отл}}$ для серого чугуна приняли постоянной 14000 Вт·с^{0,5}/(м²·К) [6], а b_{ϕ} определяли для измеренного текущего значения T_{ϕ} на ближайшей к отливке глубине $x_{\phi} = 4$ мм в этот же момент времени по формуле (2) зависимости локальной теплоаккумуляции от температуры [2]

$$b_{\rm db} = 0,86976 T_{\rm db} + 732,78$$
. (2)

При этом погрешность такого расчета b_{ϕ} существенно меньше по сравнению с постоянным значением эффективной теплоаккумуляции $b_{\Rightarrow\phi}$ =

= 1200 Вт·с^{0,5}/(м²·К), определенном в этом эксперименте при $t_{3атв}$. При $T_{\phi} = 700$ °С теплоаккумуляция $b_{\phi} = 609$ Вт·с^{0,5}/(м²·К) (что почти вдвое меньше экспериментального постоянного эффективного значения $b_{3\phi}$), а при 1100 °С $b_{\phi} = 1729$ Вт·с^{0,5}/(м²·К) (что значительно больше этого же значения $b_{3\phi}$). Разность ($T_{0TT}^{\mu} - T_{0TT}^{\pi}$) составляет 59 °С при 0 с и убывает до 8 °С при 390 с.

Отметим, что графики зависимости температур $T_{\text{отл}}^{\text{u}}$ и $T_{\text{отл}}^{\text{n}}$ имеют заметный перегиб при времени $t_{\text{затв}} = 180$ с ее полного затвердевания, после которого она становится затухающим источником тепла.

Экспериментальные графические зависимости $T_{\text{отл}}^{\text{u}} = f(t)$, $T_{\phi} = f(t)$ и расчетную зависимость $T_{\text{отл}}^{\text{n}} = f(t)$ аппроксимировали, используя базу данных, следующими квадратными уравнениями (в диапазоне времени t = 30...400 с):

$$T_{\text{отл}}^{\text{II}} = 0,000337 t^{2} - 1,019973t + 1241,635714 \text{ с достоверностью } R^{2} = 0,938;$$

$$T_{\text{отл}}^{\text{II}} = -0,00016t^{2} - 0,69908t + 1181,15, R^{2} = 0,935;$$

при $x_{\phi} = 4 \text{ мм } T_{\phi} = -0,00556 t^{2} + 2,71029 t + 571,552448, R^{2} = 0,9;$
при $x_{\phi} = 8 \text{ мм } T_{\phi} = -0,008313 t^{2} + 4,741608 t + 94,475524, R^{2} = 0,976;$ (3)
при $x_{\phi} = 12 \text{ мм } T_{\phi} = -0,005909 t^{2} + 4,127789 t - 63,944056, R^{2} = 0,997;$
при $x_{\phi} = 22 \text{ мм } T_{\phi} = -0,000208 t^{2} + 1,098168 t - 33,230769, R^{2} = 0,985;$
при $x_{\phi} = 50 \text{ мм } T_{\phi} = 0,000793 t^{2} + 0,197336 t + 28,888112, R^{2} = 0,974,$

которые можно использовать в приближенных расчетах. Для повышения достоверности эти зависимости разделили на два участка (начальный – практически прямолинейный и последующий – криволинейный) и аппроксимировали их (табл. 1):

1) линейными уравнениями (в диапазоне $x_{\phi} = 0...12$ мм и t = 0...30 с), так как графики на этих участках практически прямолинейны;

2) кубическими уравнениями (за пределами этого диапазона), которые легко решаются на ЭВМ.

Отметим довольно высокую достоверность аппроксимации кубическими уравнениями (особенно для $x_{\Phi} \ge 5$ мм), вполне достаточную для технических целей (см. табл. 1). Попытка аппроксимировать степенной функцией $T_{\Phi} = at^{b}$ (в тех же диапазонах времени, что и кубическими уравнениями) показала в среднем ее существенно меньшую степень достоверности (см. табл. 1). Однако при этом постепенно увеличивается достоверность R^{2} от 0,0498 до 0,9916 и степенной показатель *b* от 0,011 до 1,2011 при одновременном уменьшении коэффициента *a* от 1022,1 до 0,2865. Следовательно, при высокой достоверности возможно в ряде случаев описание и степенной функцией.

Используя данные эксперимента для $x_{\phi} = 4$; 8; 12; 22 и 50 мм, получили недостающие зависимости $T_{\phi} = f(t)$ и для других значений x_{ϕ} в диапазоне 1...49 мм (см. рисунок и табл. 1) путем интерполяции по формуле Лагранжа для трех точек $x_{\phi 1} = a$, $x_{\phi 2} = b$, $x_{\phi 3} = c$ [7]:

$$T_{\phi}(x^{*}) = \frac{(x^{*} - b)(x^{*} - c)}{(a - b)(a - c)} T_{\phi a} + \frac{(x^{*} - a)(x^{*} - c)}{(b - a)(b - c)} T_{\phi b} + (4) + \frac{(x^{*} - a)(x^{*} - b)}{(c - a)(c - b)} T_{\phi c},$$

1. Уравнения аппроксимации

| | Уравнения для различных диапазонов времени <i>t</i> , с | | | | | | |
|----------------------------|---|---|--|--|--|--|--|
| <i>х</i> _ф , мм | линейные | степенные | | | | | |
| 1 | От 0 до 10 с | От 10 до 390 с | От 10 до 390 с | | | | |
| 1 | $T_{\Phi} = 88,67 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000008t^3 - 0,007188t^2 + 1,39t + 954, \ R^2 = 0,981$ | $T_{\oplus} = 1022, 1 t^{-0,011}, R^2 = 0,0498$ | | | | |
| 2 | От 0 до 10 с | От 10 до 390 с | От 10 до 390 с | | | | |
| 2 | $T_{\Phi} = 63,7 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000016t^3 - 0,013734t^2 + 3,174t + 761, R^2 = 0,986$ | $T_{\oplus} = 670,14 t^{0,0601}, R^2 = 0,4354$ | | | | |
| 2 | От 0 до 10 с | От 10 до 390 с | От 10 до 390 с | | | | |
| 3 | $T_{\Phi} = 43,22 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000022t^3 - 0,018857t^2 + 4,645t + 587, R^2 = 0,982$ | $T_{\oplus} = 414, 14 t^{0,142}, R^2 = 0,6963$ | | | | |
| 4 | От 0 до 20 с | От 20 до 390 с | От 20 до 390 с | | | | |
| 4 | $T_{\Phi} = 24,5 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000026t^3 - 0,022557t^2 + 5,804t + 431, R^2 = 0,984$ | $T_{\Phi} = 366, 14 t^{0,1552}, R^2 = 0,7568$ | | | | |
| c | От 0 до 30 с | От 30 до 390 с | От 30 до 390 с | | | | |
| 5 | $T_{\Phi} = 14,8 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000024t^3 - 0,022033t^2 + 6,133t + 312, R^2 = 0,9937$ | $T_{\Phi} = 278,35 t^{0,1954}, R^2 = 0,7553$ | | | | |
| 6 | $T_{\oplus} = 11,06 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000026t^3 - 0,023705t^2 + 6,867t + 177, R^2 = 0,9968$ | $T_{\oplus} = 160,85 t^{0,286}, R^2 = 0,8161$ | | | | |
| 7 | $T_{\Phi} = 7,94 t + 20$ | $T_{\oplus} = 0,000025t^3 - 0,024161t^2 + 7,28t + 68, \ R^2 = 0,9983$ | $T_{\oplus} = 87,318 t^{0,3878}, R^2 = 0,8484$ | | | | |
| 8 | $T_{\Phi} = 5,43 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000024t^3 - 0,0234t^2 + 7,37t - 14, R^2 = 0,9992$ | $T_{\oplus} = 44,335 t^{0,5014}, R^2 = 0,8676$ | | | | |
| 9 | $T_{\oplus} = 4,5 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000019t^3 - 0,0196t^2 + 6,66t - 31, R^2 = 0,9997$ | $T_{\oplus} = 29,231 t^{0.5676}, R^2 = 0.8984$ | | | | |
| 10 | $T_{\Phi} = 3,5 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000014t^3 - 0,0158t^2 + 5,95t - 47, \ R^2 = 0,9995$ | $T_{\oplus} = 17,638 t^{0,6492}, R^2 = 0,922$ | | | | |
| 11 | $T_{\Phi} = 2,5 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000009t^3 - 0,012t^2 + 5,24t - 64, \ R^2 = 0,9988$ | $T_{\oplus} = 9,3207 \ t^{0,754}, \ R^2 = 0,9384$ | | | | |
| 12 | $T_{\oplus} = 1,5 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000004t^3 - 0,082t^2 + 4,52t - 80, \ R^2 = 0,9977$ | $T_{\oplus} = 3,9447 t^{0,8982}, R^2 = 0,9477$ | | | | |
| 13 | $T_{\Phi} = 1,36 t + 20$ | $T_{\phi} = 0,000002t^3 - 0,007t^2 + 4,05t - 70, R^2 = 0,9978$ | $T_{\oplus} = 3,4819 t^{0,9096}, R^2 = 0,9535$ | | | | |
| 14 | $T_{\Phi} = 1,21 t + 20$ | $T_{\Phi} = -0,0000004t^3 - 0,005t^2 + 3,57t - 60, R^2 = 0,998$ | $T_{\oplus} = 3,0327 \ t^{0,9227}, \ R^2 = 0,9596$ | | | | |
| 15 | $T_{\Phi} = 1,07 t + 20$ | $T_{\phi} = -0,000001t^3 - 0,0035t^2 + 3,09t - 50, R^2 = 0,9982$ | $T_{\Phi} = 2,5992 t^{0,9378}, R^2 = 0,9659$ | | | | |

| x 104 | | | | |
|--------------------------|--------------------------|--|--|--|
| x_{ϕ} , мм линейные | | кубические | степенные | |
| 16 | $T_{\Phi} = 0,78 t + 20$ | $T_{\Phi} = -0,000003t^3 - 0,0019t^2 + 2,62t - 39, R^2 = 0,9984$ | $T_{\oplus} = 2,1838 t^{0,9556}, R^2 = 0,9723$ | |
| 17 | $T_{\Phi} = 0,78 t + 20$ | $T_{\oplus} = -0,000004t^3 - 0,0003t^2 + 2,14t - 29, R^2 = 0,9985$ | $T_{\oplus} = 1,7893 t^{0,9766}, R^2 = 0,9786$ | |
| 18 | $T_{\Phi} = 0,64 t + 20$ | $T_{\phi} = -0,000006t^3 + 0,0012t^2 + 1,66t - 19, R^2 = 0,9987$ | $T_{\Phi} = 1,4195 t^{1,002}, R^2 = 0,9844$ | |
| 19 | $T_{\Phi} = 0,5 t + 20$ | $T_{\phi} = -0,000007t^3 + 0,0028t^2 + 1,18t - 9, R^2 = 0,9987$ | $T_{\oplus} = 1,0785 t^{1,0335}, R^2 = 0,9891$ | |
| 20 | $T_{\Phi} = 0,35 t + 20$ | $T_{\oplus} = -0,000009t^3 + 0,0044t^2 + 0,71t + 2, R^2 = 0,9987$ | $T_{\oplus} = 0,7716 t^{1,0735}, R^2 = 0,9916$ | |
| 21 | $T_{\Phi} = 0,21 t + 20$ | $T_{\Phi} = -0,000011t^3 + 0,0059t^2 + 0,23t + 12, R^2 = 0,9986$ | $T_{\Phi} = 0,5051 t^{1,1265}, R^2 = 0,9897$ | |
| 22 | $T_{\Phi} = 0,07 t + 20$ | $T_{\phi} = -0,000012t^3 + 0,0075t^2 - 0,25t + 22, R^2 = 0,9984$ | $T_{\Phi} = 0,2865 t^{1,2011}, R^2 = 0,9788$ | |
| | | | | |

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА

Примечания:

1. При $x_{\phi} > 5$ мм диапазоны времени 0...30 с (линейные уравнения) и 30...390 с (кубические и степенные).

2. Достоверность линейной аппроксимации $R^2 = 1$.

где $T_{\Phi}(x^*)$ и x^* – соответственно значения функции и аргумента в неизмеренных точках формы.

При этом зависимости для $x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм получили, используя в формуле (4) в качестве $T_{\phi a}$ температуру поверхности отливки $T_{\sigma r n}^{\pi}$ (из-за отсутствия данных о температуре поверхности формы T_{ϕ}^{π}). Это вносит некоторую количественную погрешность, но является граничным условием $T_{\phi}^{\pi} \leq T_{\sigma r n}^{\pi}$ и не изменяет качественной картины. Часть уравнений зависимостей (до $x_{\phi} = 22$ мм) приведены в табл. 1.

Полученные линейные и кубические уравнения позволяют определить искомую температуру T_{ϕ} в необходимый момент времени *t* для любого x_{ϕ} подстановкой этого значения *t* в одно из уравнений табл. 1, соответствующее требуемой величине x_{ϕ} . Если такого уравнения нет, то его легко получить с использованием уравнения Лагранжа (4).

Искомую длительность *t* прогрева до заданной температуры T_{ϕ} на глубине x_{ϕ} находят подстановкой этого значения T_{ϕ} в соответствующее линейное или кубическое уравнение (см. табл. 1), приравнивая последнее к 0 и вычисляя действительный корень на ЭВМ.

Анализ графиков рисунка позволяет также сделать следующие выводы.

1. Графики имеют различный вид в разные промежутки времени и для разных значений x_{ϕ} . Так, в течение 180 с температура повышается при всех значениях x_{ϕ} вплоть до 46 мм, но в разной степени и с разной скоростью. Однако через некоторое время она начинает понижаться в слоях с $x_{\phi} = 1...9$ мм в соответствии с уменьшением ее в отливке. Например, в приповерхностных слоях с $x_{\phi} = 1...3$ мм температура снижается после ~180 с. В средних слоях с $x_{\phi} = 4...9$ мм аналогичное снижение наблюдается позднее: при $x_{\phi} = 4$ мм через ~210 с; при $x_{\phi} = 5$ мм через ~240 с; при $x_{\phi} = 6$; 7 и

8 мм через ~270 с; при $x_{\phi} = 9$ мм только через ~330 с. Не перестают нагреваться теплом средних слоев только периферийные слои с $x_{\phi} \ge 10$ мм.

2. Прогрев формы в диапазоне 0...30 с начинается с контакта ее рабочей поверхности с расплавом, что приводит к очень быстрому повышению ее температуры до максимального значения T_{ϕ}^{n} , которое, по-види-

мому, находится между значениями температур $T_{\text{отл}}^{n}$ и T_{Φ} в слое с $x_{\Phi} = 1$ мм или практически совпадает с *Т*^п_{отл} (см. рисунок). Затем начинают нагреваться (с большими скоростью и температурным градиентом) приповерхностные слои, отводя тепло от отливки в средние слои и снижая температуру ее поверхности. Поэтому графики и уравнения прогрева в этом диапазоне должны отличаться (и на самом деле отличаются) от аналогичных графиков вне этого диапазона. Так, за 10 с слой $x_{\rm d}$ = 1 мм нагревается до 920 °C со скоростью ~92 °C/с и градиентом ~920 °C/мм; слой $x_{\phi} = 2$ мм – до T_{\oplus} = 660 °C со скоростью ~66 °C/с и градиентом ~330 °C/мм; слой x_{ϕ} = 3 мм – до T_{ϕ} = 460 °C со скоростью ~46 °C/с и градиентом ~153 °C/мм, а слой $x_{\rm d} = 4$ мм – до $T_{\rm d} = 280$ °C со скоростью ~28 °C/с и градиентом ~70 °С/мм и т.д. Очевидно, что на поверхности формы скорость и температурный градиент заметно больше, чем при $x_{\phi} = 1$ мм.

Полученные предложенным методом графики позволяют иметь более подробное и наглядное представление температурного поля формы. Уравнение Лагранжа позволяет достаточно легко получить недостающие уравнения зависимости $T_{\phi} = f(t)$ для любого x_{ϕ} , находящегося до и между экспериментальными его значениями $x_{\phi} = 4$; 8; 12; 22 и 50 мм.

По мнению А.И. Вейника [6], зависимости для $x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм можно получить и путем экстраполирования по двум или трем точкам графиков, ближай-

ших к области экстраполирования. Отметим, что при этом можно оценить и температуру поверхности формы T_{Φ}^{π} как важную характеристику, с которой и начинается прогрев формы. Рассмотрим эту возможность подробнее для оценки значений T_{Φ}^{π} .

В случае зависимости, близкой к линейной, по двум точкам двух графиков, наиболее близких к области экстраполирования, находят параметры b_0 и b_1 прямой $y = b_0 + b_1 x$ [7]:

$$b_{1} = \frac{\sum (x_{i} - \bar{x}) (y_{i} - \bar{y})}{\sum (x_{i} - \bar{x})^{2}};$$

$$b_{0} = \frac{\sum x_{i}^{2} \sum y_{i} - \sum x_{i} \sum y_{i} x_{i}}{n \sum x_{i}^{2} - (\sum x_{i})^{2}}.$$
(5)

При нелинейной зависимости выбирают уже три точки трех ближайших графиков и расчеты проводят с помощью полинома второй степени $y = b_0 + b_1 x + b_2 x^2$. Значения коэффициентов b_0 , b_1 , b_2 находят по формулам [7]:

$$b_1 = \frac{R_1}{R_2}; \ b_2 = \frac{R_3}{R_2};$$
 (6)

$$b_0 = y_1 - b_1 x_1 - b_2 x_1^2 = y_2 - b_1 x_2 - b_2 x_2^2 =$$

= $y_3 - b_1 x_3 - b_2 x_3^2$; (7)

где

$$R_{1} = y_{1} (x_{2}^{2} - x_{3}^{2}) + y_{2} (x_{2}^{2} - x_{1}^{2}) + y_{3} (x_{1}^{2} - x_{2}^{2});$$

$$R_{2} = (x_{1} - x_{2})(x_{2}^{2} - x_{3}^{2}) - y_{3} (x_{3} - x_{2}) (x_{2}^{2} - x_{1}^{2});$$

$$R_{3} = y_{1} (x_{3} - x_{2}) + y_{2} (x_{1} - x_{3}) + y_{3} (x_{2} - x_{1}).$$

Из-за незнания истинного характера зависимости температуру поверхности формы вычисляли экстраполяцией с помощью программы Excel по нескольким вариантам:

1) по формулам (5) для двух ближайших к поверхности расчетных точек графиков с $x_{\phi} = 1$ и 2 мм;

2) по формулам (5) для двух ближайших экспериментальных точек графиков ($x_{\phi} = 4 \text{ и 8 мм}$), предполагая отсутствие расчетных точек графиков ($x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм);

3) по формулам (6), (7) для трех ближайших расчетных точек графиков (*x*_ф = 1; 2 и 3 мм);

4) по формулам (6), (7) для трех ближайших экспериментальных точек графиков ($x_{\phi} = 4$; 8 и 12 мм), предполагая отсутствие расчетных точек интерполяционных графиков ($x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм).

Полученные значения сведены в табл. 2. Они показывают, что наиболее достоверные результаты достигаются при экстраполировании по первому и особенно третьему вариантам, а именно: с использованием ближайших к поверхности двух или трех точек графиков (температур), рассчитанных методом интерполяции. Построение графика в диапазоне 10...390 с выявило практическое совпадение линий температур поверхностей формы и отливки в этих вариантах (см. рисунок). Это косвенным образом подтверждает правильность определения температур $T_{\text{отл}}^{\pi}$ поверхности отливки по формуле (1), так как температура T_{ϕ}^{π} поверхности формы не может превышать $T_{\text{отл}}^{\pi}$.

Экстраполирование по второму и четвертому варианту с использованием двух или трех точек экспериментальных графиков температур, расположенных на расстоянии $x_{\phi} \ge 4$ мм, дает неадекватные результаты в результате того, что в некоторых точках температура T_{ϕ}^{n} даже превышает температуру центра отливки (выделены жирным шрифтом в табл. 2).

Таким образом, метод экстраполирования по двум или трем точкам можно применять только при значениях x_{ϕ} , наиболее близких к области экстраполирования.

Экстраполированием вычислили также и температуру формы T_{ϕ} для $x_{\phi} = 3$ мм с использованием ближайших значений графиков температур T_{ϕ} при $x_{\phi} = 4$ и 5 мм (по формуле (5)). Температура T_{ϕ} при $x_{\phi} = 5$ мм вычислена интерполированием. Установили, что искомая температура превышает допустимые температуру формы и температуру отливки. Это свидетельствует о явной нелинейности экстраполируемой зависимости. Поэтому из-за неадекватности такого экстраполирования вычисления температуры T_{ϕ} для $x_{\phi} = 1$ и 2 мм не проводили.

Сравнение температур при $x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм, вычисленных интерполированием и экстраполированием (по трем точкам), показало, что при $x_{\phi} = 3$ мм они отличаются незначительно. Однако при $x_{\phi} = 1$ и 2 мм экстраполированные температуры заметно превышают интерполированные, особенно в диапазоне 20...150 с. При $x_{\phi} = 1$ мм температура формы превышает даже температуру $T_{\text{отл}}^{\mu}$ центра отливки, что свидетельствует о неадекватности результатов вычислений экстраполированием. Из этого можно сделать вывод о более достоверной оценке температур формы T_{ϕ}^{π} и T_{ϕ} при $x_{\phi} = 1$; 2 и 3 мм методом интерполяции (по сравнению с экстраполяцией).

Из рисунка и уравнений табл. 1 можно определить, что температура Кюри $T_{\rm K}$, составляющая для высокоуглеродистых сталей 730...750 °С, при которой в материале частицы ферромагнитное состояние заменяется парамагнитным, а прочность МФ становится минимальной, достигается в слое глубиной $x_{\rm d} = 1$ мм только через $t \approx 8,2$ с. За это время отливка приобрела *полностью затвердевший* поверхностный слой $T_{\rm отл}^{\rm n} \approx 1200$ °С, существенно меньше температуры ликвидуса. Поэтому разупрочненный слой поверхности МФ оказывается между *затвердевшим* слоем отливки и еще имеющем прочность массивом МФ и не влияет отрицательно на качество отливки.

Можно также определить, что температура $T_{\rm K}$ достигается за весь период охлаждения отливки только в

| Время, с | Температу _] | емпература отливки, °С | | Температура T_{ϕ}^{n} поверхности формы, °С, вычисленная при значениях x_{ϕ} , мм | | | Темпер соответству | атура <i>Т</i> _ф фор чощая значен | мы, °C, ниям х _ф , мм |
|----------|---------------------------------|---------------------------|------|--|------|----------|-----------------------|---|-------------------------------------|
| | $T^{\mathrm{u}}_{\mathrm{otm}}$ | Т потл | 1; 2 | 1; 2; 3 | 4; 8 | 4; 8; 12 | 1 | 2 | 3 |
| 10 | 1261 | 1202 | 1155 | 1198 | _ | _ | 886 | 626 | 421 |
| 20 | 1228 | 1176 | 1156 | 1173 | _ | - | 1029 | 856 | 623 |
| 30 | 1200 | 1150 | 1139 | 1148 | 1005 | 1298 | 1095 | 909 | 743 |
| 60 | 1135 | 1098 | 1098 | 1097 | 1110 | 1285 | 1130 | 986 | 852 |
| 90 | 1106 | 1077 | 1081 | 1078 | 1120 | 1210 | 1099 | 994 | 894 |
| 120 | 1106 | 1081 | 1085 | 1082 | 1120 | 1160 | 1079 | 1000 | 924 |
| 150 | 1106 | 1083 | 1085 | 1084 | 1100 | 1107 | 1048 | 990 | 932 |
| 180 | 1100 | 1079 | 1083 | 1083 | 1080 | 1085 | 1035 | 984 | 935 |
| 210 | 1068 | 1050 | 1044 | 1043 | 1059 | 1072 | 1024 | 977 | 931 |
| 240 | 1040 | 1024 | 1004 | 1003 | 1022 | 1013 | 981 | 948 | 914 |
| 270 | 988 | 977 | 978 | 976 | 1006 | 1006 | 973 | 941 | 908 |
| 300 | 962 | 952 | 954 | 952 | 990 | 1008 | 971 | 934 | 899 |
| 330 | 932 | 924 | 926 | 923 | 964 | 986 | 950 | 915 | 882 |
| 360 | 912 | 904 | 905 | 904 | 935 | 965 | 928 | 894 | 861 |
| 390 | 892 | 884 | 885 | 884 | 906 | 945 | 908 | 874 | 842 |

2. Температуры отливки и формы

слое до $x_{\Phi} \approx 8$ мм. В момент полного затвердевания отливки (180 с), когда температура ее поверхности снизилась до ~1050 °С, этот слой составляет до $x_{\Phi} \approx 7$ мм. Уменьшение прочности МФ в этом слое увеличивает его податливость и благоприятно сказывается на снижении усадочных напряжений в отливке. Другие слои МФ не достигают температуры $T_{\rm K}$ и при дальнейшем охлаждении отливки остаются упрочненными. Податливость можно существенно повысить, если разупрочнить МФ отключением источника магнитного поля после затвердевания отливки для дальнейшего ее охлаждения в сыпучем МФМ или извлечения из него в необходимый момент времени.

Процесс спекания частиц МФМ между собой сложен, так как зависит от его пористости, размера, формы и материала частиц, плотности контакта между ними, наличия оксидного слоя, его свойств, пленок или загрязнений их поверхности, степени и длительности нагрева, в том числе лучеиспусканием, вида газовой среды (окислительная, восстановительная, нейтральная) и др. Графики на рисунке и аппроксимационные уравнения позволяют определить степень и длительность нагрева, при которых возможно спекание только в окислительной среде, не наблюдаемое в восстановительной и нейтральной средах.

Температуру спекания T_{cn} в окислительной атмосфере оценивают из соотношения $T_{cn} = (0, 6...0, 9) T_{nn}$ [3], где T_{nn} – температура плавления материала частиц (для высокоуглеродистой стали $T_{пл} \approx 1500$ °C) или оксидов этого материала (для Fe₃O₄ $T_{пл} = 1594$ °C, а Fe₂O₃ диссоциирует при (1457 ± 5) °C) [5]. Таким образом, минимальная температура начала возможного спекания в окислительной среде $T_{cn} \ge 900$ °C. Она достигается только в слое до $x_{db} < 3$ мм через 110 с и сохраняется еще до ~300 с.

Максимальная температура нагрева МФМ не превышает 1050 °С и только в слое до $x_{\phi} < 1$ мм. Воздействие температур 1000...1050 °С на этот слой длится ~200 с. За это время частицы размером более 0,3 мм не спекаются, что подтверждается при разрушении МФ [5]. Максимальная температура начала возможного спекания составляет ~1200 °С и в рассматриваемом случае вообще не достигается.

Выводы

1. Предложенный метод определения (по сравнительно малому числу экспериментальных величин) любого необходимого количества интерполяционных значений x_{ϕ} , T_{ϕ} и *t* позволяет:

• создать графики и математическое описание уравнениями линейной, квадратной, кубической и степенной функции для зависимостей $T_{\phi} = f(t)$ при любых x_{ϕ} и t, соответствующих условиям эксперимента (в том числе за пределами $x_{\phi \max}$ и $t_{\text{затв}}$). При этом наиболее достоверно описание, состоящее из

двух уравнений: линейного для начала прогрева и кубического для его продолжения;

• определять кроме T_{ϕ} , x_{ϕ} , t, $t_{\text{затв}}$ еще и T_{ϕ}^{n} , $T_{\text{отл}}^{n}$, скорость прогрева и градиент температуры с точностью выше, чем при использовании известных аналитических методов [1–6], рассматривающих отливку как неиссякаемый источник тепла и применяющих недостаточно точные значения эффективных термофизических характеристик $\lambda_{3\phi}$, $c_{3\phi}$, $b_{3\phi}$, $a_{3\phi}$, температур T_{ϕ}^{n} , $T_{\text{отл}}^{n}$ и показателя n_{ϕ} параболы прогрева [1, 2];

• реализовать его на ЭВМ с малой трудоемкостью при создании соответствующей программы.

2. Метод позволяет также создать (графически и математически) подробное температурное поле не только МФ, но и другой толстостенной формы, которое можно использовать для:

количественной оценки (на стадии проектирования технологии изготовления отливки) прогрева формы на любой глубине x_ф и процессов снижения прочности МФМ, окисления и спекания его частиц в окислительной газовой среде;

разработки других математических моделей прогрева МФ для решения иных задач;

• более точного определения и эффективных значений $\lambda_{a,b}$, $c_{a,b}$, $b_{a,b}$, $a_{a,b}$ и их проверки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Левшин Г.Е., Павлюк К.И. К определению термофизических характеристик материала разовой формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 7. С. 10–16.

2. Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 7. С. 7–11.

3. Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О математическом моделировании прогрева литейной разовой объемной формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 11. С. 6–9.

4. Левшин Г.Е. Проблемы математического моделирования прогрева разовой объемной формы // Ползуновский альманах. 2011. № 4. С. 26–28.

5. Левшин Г.Е., Матюшков И.Л. Литье в магнитные формы. Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. 688 с.

6. Вейник А.И. Термодинамика литейной формы. М.: Машиностроение, 1968. 335 с.

7. Основы научных исследований в литейном производстве / под ред. А.Е. Кривошеева. Киев-Донецк: Вища шк., 1979. 168 с.

Геннадий Егорович Левшин, д-р техн. наук, ntsc@desert.secna.ru; Алексей Александрович Карих

-+++

УДК 621.791:72.

Л.И. Демидов, С.И. Феклистов (ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Москва), В.В. Овчинников, В.П. Соколов (ОАО "РСК "МиГ", Москва)

Плазменно-дуговая сварка кольцевых швов узлов из стали 30ХГСА

Приведены результаты исследований влияния режимов плазменной сварки на структуру и свойства соединений стали 30ХГСА. Разработана технология плазменной сварки кольцевых швов узлов взамен существующей технологии сварки под флюсом.

Ключевые слова: сталь 30ХГСА; кольцевые швы; сварка под флюсом; плазменная сварка; механические свойства; структура; циклограмма; режимы, твердость.

The results of studies of influence of plasma welding regimes on structure and properties of connections of steel 30KhGSA are given. The plasma welding technology of units circumferential welds instead of existing submerged arc welding technology is developed.

Keywords: steel 30KhGSA; circumferential welds; submerged arc welding; plasma welding; mechanical properties; structure; cyclogram; regimes; hardness.

Введение. В настоящее время существует широкая номенклатура деталей и узлов, изготовляемых из стали типа 30ХГСА и подвергающихся сварке. При исследованиях, результаты которых приведены в данной статье, представляли интерес узлы, в изготовлении которых применяют автоматическую сварку.

В зависимости от толщины материала узлы можно разделить на две основные группы. Первая группа – это баллоны высокого давления малого объема для пневмосистем летательных аппаратов, изготовляемые из двух полусфер, либо цилиндрические со сферическими донышками. В большинстве из них толщина стенки составляет 2...2,5 мм. Продольные и кольцевые швы этих изделий выполняются автоматической аргонодуговой сваркой без разделки кромок за два прохода – вначале проплавляется металл, а затем для устранения занижения шва со стороны дуги выполняется второй проход с подачей присадочного материала.

Вторую группу составляют узлы с толщиной стенки в зоне сварки 4 мм и более, которые состоят из цилиндра, изготовляемого из трубной заготовки, и одного или двух донышек (крышек). Осуществляется сварка только кольцевых швов.

При существующей технологии сборка деталей под сварку представляет собой замковое соединение с чашеобразной разделкой кромок. В зависимости от толщины стенки проводится 4...7-проходная сварка плавящимся электродом под слоем флюса. В результате формируется шов значительной ширины, отмечены случаи образования таких дефектов, как пористость и шлаковые включения.

Сварные швы обеих групп изделий относятся к швам 1-й категории и подвергаются на 100 % рентгеноконтролю.

С целью усовершенствовать технологию сварки предложено для сварки изделий из стали 30ХГСА использовать сжатую дугу, обладающую рядом преимуществ в сравнении с применяемыми способами дуговой сварки.

Наличие широкой номенклатуры сборок, изготовляемых из материала значительной толщины, поставило вопрос об определении максимальной толщины, при которой возможно получить качественное сварное соединение, выполненное сжатой дугой в нижнем положении. Поэтому при проведении первого этапа исследований определяли возможность применения сжатой дуги для получения качественных сварных соединений, выполненных за один проход на образцах различной толщины.

Методика проведения исследований. Сварку образцов выполняли на установке УСБ-ЗШ, предназначенной для проведения автоматической сварки сжатой дугой в непрерывном и импульсном режимах плоских деталей и тел вращения. Она снабжена источником питания дуги постоянным током ВСВУ-400, позволяющего осуществлять заданные плавные нарастания и спад сварочного тока.

На первом этапе исследований применяли плоские образцы из стали 30ХГСА толщиной 2...10 мм. Обязательным условием на этом этапе была сварка стыковых соединений без разделки кромок за один проход. Поддув защитного газа не производился.

Сварку металла толщиной 2...2,5 мм проводили в нескольких вариантах: без присадочного металла и с присадочным металлом Cв-18XMA диаметром 1,2...1,6 мм, проникающей и непроникающей дугой.

Результаты исследований и их обсуждение. В результате сварки образцов толщиной 2...2,5 мм при различных режимах стабильное хорошее формирование обеих сторон шва получено при проникающей дуге с применением присадочного металла диаметром 1,6 мм (рис. 1).

При сварке металла толщиной более 3,5...4 мм обязательными условиями являются наличие проникающей дуги и сварка на весу. В других условиях протекание процесса происходит нестабильно, с неравномерным формированием шва и образованием внутренних полостей.

Обеспечение сварки на весу зависит от многих факторов: теплофизических свойств металла сварочной ванны (плотности, коэффициента поверхностного натяжения, теплопроводности, вязкости расплава), толщины свариваемого материала, скорости сварки, электрического и динамического давления дуги, состояния поверхности и ее газовой защиты. В связи с этим наиболее важным в данных условиях является определение максимальной толщины металла, которую можно сваривать сжатой дугой на весу в нижнем положении. Для предотвращения возможного образования трещин скорость сварки образ-



в)



a — шов с лицевой стороны; δ — со стороны проплава; e — макроструктура соединения

цов толщиной 5...6 мм составляла 15 м/ч (4,17 мм/с) и 10 м/ч (2,78 мм/с) для образцов толщиной более 7 мм.

Результаты сварки партии образцов показали, что при толщине металла 5...7 мм процесс на весу протекает стабильно с образованием равномерного по ширине валика проплава. На образцах толщиной 8 мм при одном и том же режиме процесс сварки протекал различно — на одних образцах стабильно, на других образцах с нарушением процесса, что можно отметить по горению и звучанию дуги, а также по формированию внешней стороны шва. Еще большая нестабильность процесса проявлялась при сварке металла толщиной 10 мм. Рентгеноконтроль показал наличие пустот в шве.

Для улучшения протекания процесса и формирования шва на образцах толщиной 8 мм на обратной стороне (со стороны проплава) выполнялась частичная V-образная разделка глубиной 1...1,5 и 2 мм. При сварке подавалась присадочная проволока для компенсации металла разделки. На образцах с глубиной разделки 1 и 1,5 мм заметного изменения отмечено не было. На образцах с глубиной разделки 2 мм значительно улучшилось протекание процесса, однако заполнение канавки металлом сварочной ванны на отдельных участках было неполным.

Таким образом, хорошее формирование шва получено при сварке проникающей дугой металла толщиной 2 и 2,5 мм с подачей присадочного металла и металла толщиной 5...7 мм без присадочного металла.

Анализ конструкторской и технологической документации показал, что из всей номенклатуры толстостенных деталей были выделены детали с толщиной



Рис. 2. Установочное экранирующее устройство для сварки сжатой дугой кольцевого шва на собранном корпусе с толщиной стенки 5,5 (*a*) и 7,2 мм (*б*)

стенки 5...7,5 мм и внешним диаметром 53...134 мм. Большинство узлов состоит из цилиндра и донышка, которые после сварки подвергаются механической обработке внутренней и наружной поверхностей, в результате чего толщина стенок значительно уменьшается. При изучении этого вопроса оказалось возможным уменьшить перед сваркой величину припуска на механическую обработку по внутреннему и наружному диаметрам суммарно более чем на 1 мм. Особенно это важно, если толщина металла под сварку составляла значительно больше 7 мм.

При отработке технологии плазменной сварки была установлена необходимость использования экранирующих устройств (рис. 2). Устройство (см. рис. 2, *a*) предназначено для установки узла под сварку. При применении устройства (см. рис. 2, δ) кроме экранирования дуги возможны установка и закрепление свариваемого узла непосредственно на нем путем осевого перемещения конуса, расположенного внутри раздвижного секционного установки изготовлены из меди, в каждой из них предусмотрена система водяного охлаждения.

Детали после механической обработки имели чистую поверхность, поэтому перед сборкой их только обезжиривали. Первоначально при сборке под сварку осуществляли прихватку деталей между собой ручной аргонодуговой сваркой либо точками непосредственно на установке УСБ-ЗШ с помощью плазмотрона (при незначительном расходе плазмообразующего газа). Однако при остывании металла наблюдалось разрушение прихваток или последовательное их разрушение при приближении сварочной дуги. Результатом этого было образование значительного зазора и необходимость выключения дуги. То же происходило и при прихватках участками длиной 30...40 мм. Выполнение сплошной прихватки при значительной осевой силе прижатия предотвращает образование зазора между деталями в процессе сварки. Режимы выполнения прихваток приведены в таблице.

Сварка кольцевых швов в отличие от продольных швов имеет свои особенности – наличие разогретого металла на участке перекрытия шва, что особенно проявляется при малом диаметре изделия, и необходимость заварки кратера. Зажигание дуги при вращении детали приводило к образованию в начальном участке шва местных углублений с чередованием значительных по высоте наплывов, что вызывало определенные затруднения при завершении сварки. Поэтому вначале обеспечивалось полное проплавление металла и затем – вращение детали. Для предотвращения значительного занижения перекрытие шва составляло 5...10 мм.

При сварке стали 30ХГСА особенно важно качественное выполнение заварки кратера — отсутствие усадочной раковины и связанное с ней образование трещин, а также отсутствие внутренних полостей. Установлено, что это достигается при одновременной подаче сигнала на остановку вращения детали, быстрое снижение расхода плазмообразующего газа и плавное, но не длительное снижение тока сварки до естественного обрыва дуги. На рис. 3 приведен цикл сварки кольцевых швов.

На рис. 4 показано формирование обоих сторон шва, выполненных на натурных образцах с толщиной стенки 7,2 мм.

Сварные соединения подвергали рентгеновскому просвечиванию, металлографическим исследованиям и измерению твердости металла различных зон соединения. В результате рентгеноконтроля сварных соединений дефекты не обнаружены.

При изучении макроструктуры установлено, что металл шва характеризовался крупнодендритной направленной кристаллизацией, а корень и периферия — более мелкой структурой; отчетливо видна зона термического разупрочнения; дефектов в виде пор и трещин не обнаружено.

Микроструктура металла шва представляет собой крупноигольчатый мартенсит (рис. 5, *a*) с твердостью HV = 4230...4940 МПа. Околошовная зона имеет структуру мартенсита закалки с высоким значением твердости HV = 4350...4940 МПа протяженностью примерно 2 мм (рис. 5, *b*). Зона высокого отпуска состоит из мелкозернистого сорбита с HV = 2570...3360 МПа и протяженностью примерно 1,5 мм (рис. 5, *b*). Структура основного металла соответствует отожженному состоянию и представляет собой феррит и перлит с твердостью

| Режимы плазменной | сварки | образцов | ИЗ | стали | 30ХГ | CA |
|-------------------|--------|----------|----|-------|-------------|----|
|-------------------|--------|----------|----|-------|-------------|----|

| Толщина | Техноло- | Скорость | Changerry | Расход аргона, л/мин | | |
|--|-----------------------|----------------|---------------------------------|----------------------|----------|--|
| металла, мм | гическая операция | сварки, м/ч | сварки, м/ч Сварочный ток, А | | Защитный | |
| 5,5 | Сплошная прихватка | 15 | 130 | 0,5 | 68 | |
| - ,- | Сварка | | 220 | 1 | | |
| 7,2 | Сплошная прихватка | 10 | 140 | 0,5 | 57 | |
| | Сварка | | 250 | 2 | | |
| Примечания. 1. Диаметр канала сопла 3 мм. 2. Расстояние сопло–из- делие равно 5 мм, а электрод–срез сопла 2,5 мм. | | | | | | |

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 3. Циклограмма процесса сварки сжатой дугой кольцевых швов стали 30ХГСА толщиной 5,5 и 7,2 мм:

 $I_{\rm cB}$ — сварочный ток; v_{cB} — скорость сварки; $Q_{\rm пл}$ — расход плазмообразующего газа; t — время



Рис. 4. Фрагмент сварного соединения, выполненного сжатой дугой на натурном образце диаметром 133 мм из стали 30ХГСА толщиной 7,2 мм без разделки кромок. Сварка за один проход без присадочного металла:





 $HV = 1880...1930 M\Pi a$ (рис. 5, *г*). При толщине 5,5 мм микроструктура и твердость металла различных зон сварного соединения, аналогичные приведенным данным. На графике (рис. 6) представлен характер изменения твердости металла в сварном соединении.

Для реализации процесса в производственных условиях разработана конструкция малогабаритного плазмотрона.

Выводы

1. Разработаны процессы сварки проникающей сжатой дугой стыковых соединений без разделки кромок на



Рис. 5. Микроструктура различных зон сварного соединения, выполненного сжатой дугой на стали ЗОХГСА толщиной 7,2 мм без присадочного металла (×200):

a-шов;
 $\delta-$ зона подкалки; s-зона отпуска;
 c-основной металл

стали 30ХГСА толщиной 2 и 2,5 мм с присадочным металлом и 5...7 мм без присадочного металла.

2. Разработан цикл и освоена сварка сжатой дугой кольцевых швов на натурных образцах диаметром 63 и 133 мм из стали 30ХГСА толщиной 5,5 и 7,2 мм. Рентгеноконтроль и металлографические исследования показали отсутствие внутренних дефектов.

3. Применение при сварке натурных образцов модернизированного плазмотрона и разработанных сборочно-сварочных приспособлений, которыми оснащена установка УСБ-ЗШ, показало надежную работоспособность и пригодность для их использования при производстве ответственных сварных узлов.

4. Освоение сварки сжатой дугой позволило повысить производительность сварочного процесса в 2–3 раза, снизить трудоемкость механической обработки кромок под сварку в 2 раза, сварки в 3–3,5 раза; снизить затраты по сварочным материалам и электроэнергии в 12 раз.

5. Применение сварки сжатой дугой взамен сварки плавящимся электродом под слоем флюса значительно улучшает гигиенические условия труда оператора сварочной установки.

Леонид Иванович Демидов; Станислав Ильич Феклистов, д-р техн. наук; Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru; Виктор Петрович Соколов КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

LIDONBEOTCLEO

УДК 621.983.001

И.П. Попов, Е.С. Нестеренко, М.В. Зимарев (Самарский государственный аэрокосмический университет)

Способ получения тонкостенных конических деталей обжимом-раздачей в штампе с упругим элементом

Предложен новый способ штамповки тонкостенных конических деталей в штампе с упругим элементом, позволяющий увеличить высоту штампуемых деталей, предотвратить потери устойчивости штампуемой детали, повысить предельный суммарный коэффициент формоизменения.

Ключевые слова: упругие свойства; разнотолщинность; упругий элемент; коэффициент формоизменения; потеря устойчивости; раздача.

The new way of forming of thin-walled conic details in the die by the elastic element is proposed. That will make possible: to increase the height of stamped details, to prevent losses of stability of stamped detail, to increase the maximum coefficient of forming.

Keywords: elastic properties; variation in thickness; elastic element; coefficient of forming; loss of stability, distribution.

В современных летательных аппаратах широко применяют тонкостенные конические конструкции, которые получают из трубных заготовок: баллоны, обтекатели, переходники, компенсаторы, тяги управления и т.д. Конические детали используются не только в авиационной технике, но и других отраслях промышленности, например, в нефтегазодобывающей, химической, пищевой и др.

Тонкостенные конические детали возможно изготовлять по следующим схемам листовой штамповки: обжима, раздачи и обжима—раздачи трубной заготовки, а также вытяжкой и последующим обжимом.

Наиболее распространенным и простым способом получения данных деталей является обжим трубной заготовки. Недостатком этого способа является малая высота штампуемых деталей, вследствие того, что в процессе формовки невозможно получить большие степени деформирования. Это объясняется тем, что при штамповке краевая часть трубной заготовки не подвергается обжиму, т.е. не участвует в формообразовании. Кроме того, при достижении предельных степеней деформирования появляется вероятность потери устойчивости в результате действия напряжений, возникающих от реактивных сил трения между матрицей и деталью.

Для устранения перечисленных недостатков способа предложено изготовлять тонкостенные конические детали, совмещая обжим трубной заготовки с раздачей, и осуществлять данный процесс в штампе с упругим элементом. Данный способ позволяет значительно расширить технологические возможности за счет увеличения высоты штампуемых деталей.

Указанная цель достигается тем, что в процессе формовки уменьшается диаметр открытого торца детали путем приложения к ее наружной боковой поверхности равномерно распределенной силы, направленной вдоль образующей рабочей поверхности матрицы. Кроме того, увеличивается коэффициент деформирования в результате применения операций обжима и раздачи.

Схема процесса представлена на рис. 1.

Упругий элемент выполнен из ленты, свернутой в конус. Он может быть изготовлен также из материала с более низким модулем упругости и более высоким пределом пропорциональности по сравнению со штампуемым материалом.

Способ осуществляется следующим образом. При приложении силы к главному пуансону 1, последний передает силу заготовке 3. При этом одновременно протекают две операции: обжим и раздача. После того как заготовка полностью вошла в матрицу 4, к упругому элементу 5 прикладывается ударная нагрузка посредством вспомогательного пуансона 2. При ударах начинается совместное деформирование заготовки с упругим элементом 5. При совместном деформировании заготовки и упругого элемента условия формообразования значительно облегчены из-за ликвидации на ее наружной поверхности реактивных касательных напряжений, которые переносятся на поверхность контакта между упругим элементом и матрицей.



Рис. 1. Схема процесса штамповки с использованием упругого элемента:

1 – главный пуансон; 2 – вспомогательный пуансон; 3 – заготовка; 4 – матрица; 5 – упругий элемент

Силы трения, возникающие между заготовкой и упругим элементом, играют важную роль, так как к наружной боковой поверхности прикладывается равномерно распределенная сила, направление которой совпадает с направлением течения материала, в результате чего заготовка затягивается упругим элементом в очаг пластического деформирования, что приводит к предотвращению потери устойчивости заготовки и увеличению суммарного коэффициента формоизменения.

Напряжения, возникающие в заготовке во время деформирования, рассчитывали по обобщенному уравнению равновесия [1]:

$$\rho \frac{d\sigma_{\rho}}{d\rho} + \sigma_{\rho} - \sigma_{\theta} - \frac{\mu\rho}{\sin\alpha} \left(\frac{\sigma_{\rho}}{R_{\rho}} + \frac{\sigma_{\theta}}{R_{\theta}} \right); \tag{1}$$

условие пластичности для обжима:

$$\sigma_{\theta} = -\sigma_s; \qquad (2)$$

условие пластичности для раздачи:

$$\sigma_{\theta} = \sigma_s + \sigma_{\rho} , \qquad (3)$$

где α — угол конусности детали, °; σ_s — предел текучести, МПа; ρ — полярный радиус в цилиндрических координатах, мм; σ_{ρ} — меридиональное напряжение, МПа; σ_{θ} — окружное напряжение, МПа; μ — коэффициент трения; R_{ρ} , R_{θ} — радиус кривизны соответственно в меридиональном и в широтном сечении, мм.

Напряженно-деформированное состояние рассматривали на двух этапах:

1) без воздействия на упругий элемент ударной нагрузки;

2) с воздействием на упругий элемент ударной нагрузки.

На каждом этапе рассматривали по четыре участка: обжим, раздача и два переходных участка свободного



Рис. 2. Деформируемая заготовка на первом (*a*) и втором (*б*) этапах:

1 – пуансон; 2 – упругий элемент; 3 – заготовка; 4 – матрица; І – участок обжима; ІІ – первый участок свободного гиба; ІІІ – второй участок свободного гиба; ІV – участок раздачи

гиба. На рис. 2 приведена деформируемая заготовка на первом и втором этапах, разбитая на участки.

На первом этапе формулы для определения напряжений в заготовке являются стандартными, которые получают при подстановке в уравнение равновесия (1) условий пластичности (2) и (3). Соответственно напряжения на первом этапе на отдельных участках вычисляют по следующим формулам:

для участка обжима:

$$\sigma_{\rho} = -\sigma_s \ (1 + \mu \ \text{ctg} \ \alpha) \left(1 - \frac{r_0}{\rho} \right), \tag{4}$$

*r*₀ — наименьший радиус детали, мм; для первого участка свободного гиба:

$$\sigma_{\rho} = -\sigma_s \left[1 - \frac{r_1}{\rho} - (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) \left(1 - \frac{r_0}{r_1} \right) \frac{r_1}{\rho} - \frac{S_0}{4R_{\rho}} \frac{r_1}{\rho} \right], (5)$$

 r_1 — радиус детали на границе обжима и первого участка свободного гиба; S_0 — толщина стенки заготовки;

для второго участка свободного гиба:

$$\sigma_{\rho} = -\sigma_{s} \left[\left(1 - \frac{\operatorname{tg} \alpha}{\mu} \right) \left(1 - \left(\frac{r_{\rm rp}}{R_{u}} \right)^{\frac{\mu}{\operatorname{tg} \alpha}} \right) - \frac{S_{0}}{4R_{\rho}} \right], \quad (6)$$

 R_u — наибольший радиус детали, мм; $r_{\rm rp}$ — радиус детали на границе участка раздачи и второго участка свободного гиба, мм;

для участка раздачи:

$$\sigma_{\rho} = -\sigma_{s} \left(1 + \frac{\operatorname{tg} \alpha}{\mu} \right) \left[1 - \left(\frac{\rho}{R_{u}} \right)^{\frac{\mu}{\operatorname{tg} \alpha}} \right].$$
(7)



Рис. 3. Зависимость максимальных напряжений $\sigma_{\rm B max}$ внутри заготовки от суммарного коэффициента формообразования $K_{\rm B}$: 1 - для процесса без упругого элемента; 2 - для процесса с использованием упругого элемента

Отличие второго этапа от первого в том, что силы трения, возникающие между заготовкой и упругим элементом, играют активную роль и способствуют деформированию заготовки.

Таким образом, для участка обжима уравнение равновесия будет иметь вид:

$$\rho \frac{d\sigma_{\rho}}{d\rho} + \sigma_{\rho} - \sigma_{\theta} + \frac{\mu\rho}{\sin\alpha} \left(\frac{\sigma_{\rho}}{R_{\rho}} + \frac{\sigma_{\theta}}{R_{\theta}} \right).$$
(8)

Из выражений (8) и (2) напряжения на втором этапе для участка обжима определяют по формуле

$$\sigma_{\rho} = -\sigma_s \left(1 - \mu \operatorname{ctg} \alpha\right) \left(1 - \frac{r_0}{\rho}\right). \tag{9}$$

Напряжения на других участках вычисляют по тем же формулам (5)–(7), что и для первого этапа.

В итоге из-за ликвидации на наружной поверхности заготовки реактивных касательных напряжений и действия активных сил трения увеличивается предельный коэффициент формообразования. На рис. 3 приведена зависимость максимальных напряжений внутри заготовки от суммарного коэффициента формообразования. Из рис. 3 видно, что применение упругого элемента в конструкции штампа позволит увеличить суммарный коэффициент формообразования примерно в 4 раза.

Технологические параметры процесса. Размеры трубной заготовки из стали 12X18H10T для совмещенного процесса обжима и раздачи следующие: высота заготовки H = 150 мм; внешний диаметр заготовки d = 100 мм; толщина стенки $S_0 = 6$ мм.

Размеры упругого элемента, матрицы и пуансонов определяют исходя из геометрических размеров отштампованной детали.

Максимальный $D_{\rm H}$ и минимальный $d_{\rm H}$ наружные диаметры готовой детали вычисляют по следующим формулам [2]:

$$D_{\rm H} = d K_{\rm pasg}; \qquad (10)$$

$$d_{\rm H} = \frac{d}{K_{\rm off}},\tag{11}$$

где d — наружный диаметр заготовки, мм; $K_{\text{разд}}$, $K_{\text{обж}}$ — предельные коэффициенты формоизменения при раздаче и обжиме.

Учитывая, что для стали 12Х18Н10Т $K_{o6x} = 1,152$ и $K_{paзд} = 1,22$, максимальный и минимальный наружные диаметры готовой детали равны 122 и 87 мм соответственно.

Высоту отштампованной детали H_k , мм, определяют из условия равенства объема заготовки и готовой детали:

$$H_{k} = 3 \frac{\pi r_{\text{заг. H}}^{2} H - \pi r_{\text{заг. B}}^{2} H}{\pi (R_{\text{H}}^{2} + R_{\text{H}} r_{\text{H}} + r_{\text{H}}^{2} - R_{\text{B}}^{2} - R_{\text{B}} r_{\text{B}} - r_{\text{B}}^{2})}, \quad (12)$$

где H — высота заготовки, мм; $r_{3аг. H}$, $r_{3аг. B}$ — наружный и внутренний радиусы заготовки соответственно, мм; $R_{\rm H}$, $r_{\rm H}$ — максимальный и минимальный наружные радиусы детали соответственно, мм; $R_{\rm B}$, $r_{\rm B}$ — максимальный внутренние радиусы детали, мм.

Зная высоту и диаметры готовой детали, можно рассчитать угол конусности детали:

$$\alpha = \operatorname{arctg}\left(\frac{R_{\rm H} - r_{\rm H}}{H_k}\right). \tag{13}$$

Размеры упругого элемента подбирают в соответствии с размерами готовой детали:

$$R_{\rm ynp. \mathfrak{I}. B} \ge R_{\rm H} ; \qquad (14)$$

$$r_{\rm ynp.\, \mathfrak{in.}\, B} \leq r_{\rm H} , \qquad (15)$$

где *R*_{упр.эл.в}, *r*_{упр.эл.в} – максимальный и минимальный внутренние радиусы упругого элемента соответственно, мм.

Высота упругого элемента $H_{\rm упр.эл}$ больше высоты готовой детали на 20...30 мм. Наибольшая толщина упругого элемента $S_{\rm ynp} = 19$ мм, наименьшая толщина $s_{\rm ynp} = 8$ мм.

Размеры главного пуансона должны обеспечивать возможность получения необходимой детали:

$$H_{\pi} > H_k; \qquad (16)$$

$$R_{\rm m} > R_{\rm B}; \qquad (17)$$

$$r_{\rm m} < r_{\rm B} \,, \tag{18}$$

где $H_{\rm n}$ – высота пуансона, мм; $R_{\rm n}$, $r_{\rm n}$ – максимальный и минимальный диаметры пуансона соответственно, мм.

Размеры матрицы:

$$R_{\rm M} = R_{\rm ynp, \exists J.B} + S_{\rm ynp}; \qquad (19)$$

$$r_{\rm M} < r_{\rm ynp. \, эл. \, B} + s_{\rm ynp};$$
 (20)

$$H_{\rm M} > H_{\rm ynp. \mathfrak{sn}} , \qquad (21)$$

где $H_{\rm M}$ — высота матрицы, мм; $R_{\rm M}$, $r_{\rm M}$ — максимальный и минимальный радиусы матрицы соответственно, мм.

В результате расчетов были получены размеры: – готовой детали ($D_{\rm H} = 122$ мм; $d_{\rm H} = 87$ мм; $H_k = 143$ мм; $\alpha = 7^{\circ}$; $S_0 = 6$ мм);

— упругого элемента (
$$R_{yпp.эл.B} = 61$$
 мм; $r_{yпp.эл.B} = 43$ мм; $H_{ynp.эл.B} = 165$ мм; $S_{ynp} = 19$ мм; $S_{ynp} = 8$ мм);

43 MM; $H_{ynp, 3\pi} = 165$ MM; $S_{ynp} = 19$ MM; $S_{ynp} = 8$ MM); - пуансона ($H_{\pi} = 170$ MM; $R_{\pi} = 70$ MM; $r_{\pi} = 37$ MM);

— матрицы ($R_{\rm M} = 80$ мм; $r_{\rm M} = 45$ мм).

Общая сила деформирования заготовки *P*₁ складывается из силы обжима и силы раздачи [2]:

$$P_1 = P_{\text{обж}} + P_{\text{разд}} \,. \tag{22}$$

Сила обжима [2]:

$$P_{\rm obx} = \gamma \pi dS_0 \,\sigma_{\alpha 0} \,, \tag{23}$$

где $\gamma = 1, 1...1, 2$; максимальное меридиональное напряжение $\sigma_{\alpha 0}$ для процесса обжима определяют по формуле [2]:

$$\sigma_{\alpha 0} = \frac{\sigma_{s cp}}{2} (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) \times \\ \times \left(1 - \frac{d_{\mathrm{H}}}{d}\right) \left(1 + \sqrt{\frac{d}{d_{\mathrm{H}}}}\right) (3 - 2 \cos \alpha);$$
(24)

напряжение $\sigma_{s cp}$ [2]:

$$\sigma_{s \text{ cp}} = 0.5 \left[\sigma_s + \frac{\sigma_{\text{B}}}{n^n} \left(\ln \frac{d_{\text{H}}}{d} \right)^n \exp n \right], \qquad (25)$$

где $\sigma_{\rm B}$ — временное сопротивление разрыву, МПа; $n = \ln(1 + \delta_{\rm p})$ — показатель деформационного упрочнения; $\delta_{\rm p}$ — равномерное относительное удлинение при растяжении.

Силу раздачи вычисляют по формуле [2]:

$$P_{\text{разд}} = \gamma \,\pi \, d \, S_0 \,\,\sigma_{\alpha \, 0} \,; \tag{26}$$

напряжение $\sigma_{\alpha 0}$ для процесса раздачи [2]:

$$\sigma_{\alpha 0} = \frac{\sigma_{\rm B}}{4} \left(\frac{D_{\rm H}}{d} + 1 \right) \times \\ \times \left[\left(\frac{D_{\rm H}}{d} - 1 \right) (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) + 2 \sqrt{\frac{S_0}{D_{\rm H}}} \sin \alpha \right] \times \quad (27) \\ \times \left(1 + \sqrt{\frac{d}{D_{\rm H}}} \right) (3 - 2 \cos \alpha) \,.$$

Силу *P*₂, прикладываемую к упругому элементу, определяют по следующей формуле:

$$P_2 = \sigma_{\rho(S_{\rm T})} S_{\rm T} , \qquad (28)$$

где $\sigma_{\rho(S_{\tau})}$ – напряжения, действующие на торцевой поверхности упругого элемента; S_{τ} – площадь торцевой поверхности упругого элемента.

Штамповую оснастку целесообразно изготовлять из инструментальных сталей, предназначенных для штампов холодной штамповки. Для упругого элемен-



Рис. 4. Изменение толщины S/S_0 стенки детали по длине L образующей (материал заготовки сталь 12X18H10T; $S_0 = 6$ мм)

та применяли сталь 40, подвергая термической обработке: отжиг при температуре 840...860 °C, 1 ч, охлаждение в печи; полная закалка в воду при 840...860 °C, 20 мин; высокий отпуск при 550...600 °C, 20 мин, далее охлаждение на воздухе; азотирование при 550...600 °C, 55 ч (для повышения стойкости).

Для проверки теоретических расчетов оснастки процесс смоделирован в программе Deform-2D (марка материала – сталь 12Х18Н10Т; $D_{\rm H}$ = 122 мм; $d_{\rm H}$ = 87 мм; S_0 = 6 мм).

Результаты расчетов показали, что максимальная интенсивность напряжений в упругом элементе $\sigma_{i \max} = 15,8$ МПа; напряжения внутри упругого элемента не превышают предела упругости материала (сталь 40), который равен 360 МПа, что свидетельствует о том, что упругий элемент деформируется только в упругой зоне.

Также в результате моделирования проанализирована разнотолщинность готового изделия и построен график изменения толщины стенки по длине образующей конической детали (рис. 4).

Были определены максимальная и минимальная толщина стенки. Исходя из этого, относительную разнотолщинность вычисляли по формуле

$$\Delta S_{\text{OTH}} = 100 \Delta S / S_{\text{cp}} = 100 (S_{\text{max}} - S_{\text{min}}) / S_{\text{cp}}$$
. (29)

Полученная разнотолщинность составила 11...12 %.

В результате моделирования процесса подтверждено, что при предельных степенях деформирования потеря устойчивости заготовки не происходит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Способ штамповки конусных деталей: пат. 1132407 СССР, МПК В21 Д22/28 / И.П. Попов, В.П. Чистяков, В.Д. Маслов, Г.А. Топоров. 1983.

2. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. Е.И. Семёнова. М.: Машиностроение, 1987. 544 с.

Игорь Петрович Попов, д-р техн. наук; Елена Сергеевна Нестеренко, канд. техн. наук, nesterenko77@mail.ru; Максим Владимирович Зимарев **А.Г. Вяткин, С.В. Матвеев** (Калужский филиал Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана)

Влияние погрешности наладки винтового пресса на точность высотных размеров поковки при осадке

Рассмотрено влияние погрешности наладки винтового пресса на точность высотных размеров поковок при осадке. В результате теоретических и экспериментальных исследований выявлено, что влияние погрешности наладки пресса на точность высотных размеров поковок зависит от жесткости самих поковок.

Ключевые слова: технологическая система; параметрическая чувствительность; функция; наладка.

Influence of screw press adjustment error on accuracy of forgings height during upsetting is considered. Influence of the press adjustment error on the accuracy of forgings height depends on the rigidity of forgings is founded by theoretical researches and experiments.

Keywords: technological system; parametrical sensitivity; function; adjustment.

Одним из основных направлений современного машиностроения является повышение точности заготовительного производства, что способствует уменьшению механической обработки, которая является наиболее ресурсоемким методом обеспечения точности готовых деталей. При решении задачи получения точных заготовок на первый план выступает проблема прогнозирования точности изготовления заготовок.

Одним из методов изготовления заготовок является метод пластического деформирования исходного материала в холодном состоянии (холодная объемная штамповка (ХОШ)). ХОШ можно получить заготовки по форме и размерам, достаточно близко соответствующие готовым деталям.

Операции ХОШ могут выполнятся на прессах различного типа (кривошипных, гидравлических, винтовых), которые в первую очередь отличаются по принципу создания необходимой силы деформирования, а следовательно, и по характеру связей, возникающих в технологической системе пресс-штамп-поковка. Связью называют совокупность элементов, воспринимающих силу полезного сопротивления при перемещении и фиксировании в конечный момент деформирования поковки (Ланской Е.Н. Технологические факторы, влияющие на точность изделий, получаемых на одно- и двухударных автоматах // Сб. трудов ЭНИКМАШа. Воронеж: Машиностроение, 1967. С. 20–25.). Характер связей существенным образом влияет на точность высотных размеров поковок. Наиболее полно рассмотрены проблемы обеспечения точности поковок, изготовляемых на кривошипных прессах, которым присущ координатный тип связи и значительно в меньшей степени – вопросы точности операций ХОШ, выполняемых на винтовых прессах.

При проведении операций ХОШ неизбежно появляются погрешности, которые влияют на точность изготовляемых поковок. К таким погрешностям относятся погрешности, связанные непосредственно с выполнением технологического процесса (колебания объема исходных заготовок, их механических свойств и трения в полости штампа), и погрешности, связанные с настройкой (наладкой) технологической системы.

Наладка любого типа пресса заключается в установлении основного параметра, при котором размеры штампуемых поковок находились бы в пределах, ограниченных полем допуска. Для винтовых прессов таким параметром является накопленная кинетическая энергия *E*.

При наладке любой технологической системы (ТС) неизбежно появление погрешности наладки, так как нельзя каждый раз добиться одного и того же значения регулируемого параметра, т.е. наладка винтовых прессов сопровождается появлением погрешности ΔE . Влияние любой погрешности, возникающей при выполнении операций ХОШ, на точность высотных размеров поковок в существенной мере зависит от характера связей в технологической системе. Для технологических систем на базе винтовых прессов присущ энергетический тип связи, когда в конечный момент деформирования взаимное положение подвижной и неподвижной части штампа, а значит, и высота поковки устанавливается исчерпанием накопленной кинетической энергии до начала рабочего хода. Под рабочим ходом здесь понимается ход подвижной части штампа, при котором осуществляется деформирование поковки.

Вся энергия, накопленная до начала рабочего хода, расходуется на пластическое деформирование исходной заготовки, упругое деформирование системы пресс—штамп и на преодоление сил трения в паре винт—гайка. Исходя из этого, необходимую энергию можно определить следующим образом:

$$E = E_f + A + E_C , \qquad (1)$$

где A – работа пластического деформирования поковки; E_C – энергия, затраченная на упругое деформирование системы пресс-штамп; *E*_f – потери энергии на трение.

Учитывая, что $E_f = k_f (A + E_C)$ и $E_C = P^2 / 2C$ формула (1) приобретает вид:

$$E = (1 + k_f) \left(A + \frac{P^2}{2C} \right), \tag{2}$$

где k_f — коэффициент, учитывающий потери на трение; P — сила полезного сопротивления поковки деформированию; C — жесткость системы пресс штамп.

Рассмотрим влияние погрешности наладки винтового пресса ΔE на точность высотных размеров поковок при осадке. Для этого воспользуемся основными положениями теории параметрической чувствительности [1]. Для применения теории параметрической чувствительности необходимо выполнение двух условий: функция, описывающая технологический процесс, должна быть непрерывной и дифференцируемой; погрешности первичных параметров должны быть значительно меньше самих параметров.

Функцию, описывающую технологический процесс деформирования исходной заготовки на винтовом прессе, можно представить в виде формулы (2) с учетом того, что A и P являются функциями первичных параметров:

$$dV = \frac{\partial V}{\partial x_1} dx_1 + \frac{\partial V}{\partial x_2} dx_2.$$
 (6)

После перехода к малым конечным приращениям $(dx_i \approx \Delta x_i)$ и преобразований получим следующую систему линейных уравнений:

$$\Delta E = \frac{1 + k_f}{C} \left\{ \left(C \frac{\partial A}{\partial x_1} + P \frac{\partial P}{\partial x_1} \right) \Delta x_1 + \left(C \frac{\partial A}{\partial x_2} + P \frac{\partial P}{\partial x_2} \right) \Delta x_2 \right\};$$

$$\Delta V = \frac{\partial V}{\partial x_1} \Delta x_1 + \frac{\partial V}{\partial x_2} \Delta x_2.$$
(7)

Решение этой системы определяется формулой Крамера

$$\Delta x_{1_E} = \frac{D x_{1_E}}{D} \, .$$

Определители Dx_{1_E} и D при наличии только одной погрешности наладки ΔE имеют вид:

$$E_{f} = (1 + k_{f}) \left(A(x_{1}, x_{2}, ..., x_{i}, ..., x_{n}) + \frac{P^{2}(x_{1}, x_{2}, ..., x_{i}, ..., x_{n})}{2C} \right), (3) \qquad D = \begin{vmatrix} \left(C \frac{\partial A}{\partial x_{1}} + P \frac{\partial P}{\partial x_{1}} \right) & \left(C \frac{\partial A}{\partial x_{2}} + P \frac{\partial P}{\partial x_{2}} \right) \\ \frac{\partial V}{\partial x_{1}} & \frac{\partial V}{\partial x_{2}} \end{vmatrix} \end{vmatrix};$$

где $x_1, x_2, ..., x_i, ..., x_n$ – параметры поковки и технологического процесса, влияющие на силу сопротивления поковки деформированию.

Так как осадка относится к операциям, которые выполняются с сохранением всего объема исходной заготовки в полости штампа, функцию (3) необходимо дополнить условием постоянства объема

$$V = V(x_1, x_2),$$
(4)

где x_1 , x_2 — геометрические параметры поковки, связанные условием постоянства объема, причем x_1 — высотный размер поковки, а x_2 — так называемый компенсационный размер (для осадки — диаметр поковки).

Принимая функции (3) и (4) непрерывными и дифференцируемыми при наличии только одной погрешности наладки ΔE , их полные дифференциалы имеют следующий вид:

$$dE = (1+k_f) \left(\frac{\partial A}{\partial x_1} dx_1 + \frac{\partial A}{\partial x_2} dx_2 + \frac{2P \frac{\partial P}{\partial x_1} dx_1 + 2P \frac{\partial P}{\partial x_2} dx_2}{2C} \right); \quad (5)$$

$$Dx_{1_E} = \begin{vmatrix} \frac{\Delta E C}{1 + k_f} & \left(C \frac{\partial A}{\partial x_2} + P \frac{\partial P}{\partial x_2} \right) \\ 0 & \frac{\partial V}{\partial x_2} \end{vmatrix}$$

Решив эти определители, получим

$$D = \left(C\frac{\partial A}{\partial x_1} + P\frac{\partial P}{\partial x_1}\right)\frac{\partial V}{\partial x_2} - \left(C\frac{\partial A}{\partial x_2} + P\frac{\partial P}{\partial x_2}\right)\frac{\partial V}{\partial x_1};$$
(8)

$$Dx_{1_E} = \frac{\Delta E C}{1 + k_f} \frac{\partial V}{\partial x_2}.$$
(9)

Разделив (9) на (8) и выполнив преобразования,

получим формулу для определения погрешности высоты поковки, штампуемой с выполнением условия постоянства ее объема в полости штампа на винтовом прессе и вызванной лишь погрешностью наладки ΔE :

$$\Delta x_{1_E} = \frac{C}{C \left(\frac{\partial A}{\partial x_1} - \frac{\partial A}{\partial x_2} \frac{\partial V}{\partial x_1} \frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_2}}\right) + P \left(\frac{\partial P}{\partial x_1} - \frac{\partial P}{\partial x_2} \frac{\partial V}{\partial x_1} \frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_2}}\right)}{\frac{\Delta E}{1 + k_f}}.$$
(10)

Выражение (10) можно представить в виде

$$\Delta x_{1_E} = A_E \, \Delta E,$$

где A_E — функция чувствительности или абсолютный коэффициент преобразования абсолютной погрешности наладки ΔE в абсолютную погрешность высоты поковки Δx_1 ,

$$A_{E} = \frac{C}{(1+k_{f})\left[C\left(\frac{\partial A}{\partial x_{1}} - \frac{\partial A}{\partial x_{2}}\frac{\partial V}{\partial x_{1}}\frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_{2}}}\right) + P\left(\frac{\partial P}{\partial x_{1}} - \frac{\partial P}{\partial x_{2}}\frac{\partial V}{\partial x_{1}}\frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_{2}}}\right)\right]}$$

Переходя от абсолютной погрешности Δx_{1_E} к относительной $\delta x_{1_E} = \frac{\Delta x_{1_E}}{x_1}$, получим выражение для относи-

тельного коэффициента преобразования погрешности ΔE в относительную погрешность высоты поковки:

$$K_{E} = \frac{1}{x_{1}(1+k_{f})} \frac{C}{C\left(\frac{\partial A}{\partial x_{1}} - \frac{\partial A}{\partial x_{2}} \frac{\partial V}{\partial x_{1}} \frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_{2}}}\right) + P\left(\frac{\partial P}{\partial x_{1}} - \frac{\partial P}{\partial x_{2}} \frac{\partial V}{\partial x_{1}} \frac{1}{\frac{\partial V}{\partial x_{2}}}\right)}.$$
(11)

Определим значения функции чувствительности для операции осадки, выполняемой на винтовом прессе. Для операции осадки параметр x_1 – высота поковки h, x_2 – диаметр поковки d.

Сила сопротивления поковки деформированию определяется по формуле Зибеля [2]

$$P = \sigma_s \frac{\pi d^2}{4} \left(1 + \frac{\mu}{3} \frac{d}{h} \right), \tag{12}$$

где σ_s – напряжение текучести материала поковки; μ – коэффициент контактного трения.

Работу пластического деформирования поковки можно представить как:

$$A = \int_{h}^{h_0} P(h, d) dh, \qquad (13)$$

где P(h, d) – сила деформирования, как функция параметров h и d; h_0 , h – высота исходной заготовки и высота поковки в конечный момент деформирования соответственно.

Объем поковки:

$$V = \frac{\pi d^2}{4} h. \tag{14}$$

Определив частные производные функций (12)–(14) и подставив в (11) с преобразованиями, получим выражение для определения относительного коэффициента преобразования погрешности наладки винтового пресса ΔE в относительную погрешность высоты поковки δh при выполнении операции осадки:

$$K_{E} = -\frac{C}{(1+k_{f})\sigma_{s}\frac{\pi d^{2}}{4}h\left[C\left(\frac{h_{0}}{h} + \frac{\mu}{6}\frac{d}{h}\left(2+3\ln\frac{h_{0}}{h}\right)\right) + \frac{P}{h}\left(1+\frac{5\mu}{6}\frac{d}{h}\right)\right]}.$$



Рис. 1. Зависимость относительного коэффициента преобразования погрешности наладки винтового пресса К_Е от жесткости поковки d/h

Учитывая, что $h = h_0 (1 - \varepsilon)$, где ε – относительная степень деформации исходной заготовки по высоте, окончательная формула для определения КЕ получит вид:

$$K_{E} = -\frac{C}{(1+k_{f})\sigma_{s}\frac{\pi d^{2}}{4}h\left[C\left(\frac{1}{1-\varepsilon} + \frac{\mu}{6}\frac{d}{h}\left(2+3\ln\frac{1}{1-\varepsilon}\right)\right) + \frac{P}{h}\left(1+\frac{5\mu}{6}\right)\right]}$$

Знак (-) в выражении (15) свидетельствует о том, что с увеличением энергии (+ ΔE) высота поковки уменьшается.

Рассчитаем значение КЕ для операции осадки заготовок из стали 20 ($\sigma_s = 620$ МПа), выполняемой на винтовом прессе с жесткостью системы пресс-штамп C = 150 МН/м. Примем степень деформации $\varepsilon = 0.35$, коэффициент контактного трения $\mu = 0, 1,$ коэффициент потерь на трение в узлах пресса $k_f = 0,2$ [3].

Следует отметить, что отношение d/h характеризует жесткость поковки, с увеличением этого отношения жесткость поковки повышается. Исходя из этого, рассчитаем К_Е для поковок с различными относительными размерами d/h, но с одним значением диаметра (d = 25 мм), который получается в конечный момент деформирования, т.е. определим зависимость влияния погрешности наладки винтового пресса на точность высоты поковки от жесткости самих поковок.

Результаты расчетов представлены на рис. 1, из которого видно, что с повышением жесткости поковки влияние погрешности наладки винтового пресса на точность высоты поковки увеличивается. Так, при изменении относительных размеров поковок – d/hот 1 до 2 степень влияния увеличивается примерно в 2 раза. При дальнейшем повышении жесткости поковок степень влияния погрешности наладки изменяется менее значительно. В частности, при изменении *d*/*h* от 6 до 8 степень влияния изменяется всего в 1,1 раза.

Для проверки полученных теоретических зависимостей была выполнена серия однофакторных экспериментов на винтовом дугостаторном прессе Ф1730А с номинальной силой 1 МН.



Рис. 2. Зависимость относительной погрешности высоты поковок δh от их жесткости d/h при погрешности наладки $\Delta E = 500$ Дж:

1 - теоретическая зависимость; 2 - экспериментальная зависимость

Жесткость системы пресс- штамп, определенная

(15)

d

h

осадкой крешеров, составляла 150 МН/м. Осаживались поковки из стали 20 со следующими конечными размерами: диаметр 25 мм; высота 12,5; 6,25 и 3,12 мм (отношение d/h = 2; 4 и 8 соответственно).

При осадке поковок относительно наладочного размера вносились погрешности наладки 1 см регулировочной линейки пресса, характеризуемая изменением кинетической энергии $\Delta E = 500 \text{ Дж. } \text{В}$ результате выполненных экспериментов получена зависимость относительной погрешности высоты поковок от их жесткости при погрешности наладки $\Delta E = 500$ Дж (кривая 2, рис. 2). Также на рис. 2 представлена теоретическая зависимость (кривая 1), полученная при расчете по формуле $\delta h_E = K_E \Delta E$, где значения K_E рассчитывались по формуле (15).

Из анализа полученных зависимостей следует, что с увеличением жесткости поковок (отношения d/h) влияние погрешности наладки на точность высотных размеров повышается. Это полностью соотносится с результатами теоретических расчетов. Таким образом, можно сделать вывод. что жесткие поковки сильнее реагируют на погрешность наладки винтового пресса и при осадке поковок с отношениями d/h > 4 точности наладки необходимо уделять особое внимание.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Боровиков С.М. Теоретические основы конструирования, технологии и надежности. Мн.: Дизайн ПРО, 1998. 336 c.

2. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. Л.: Машиностроение, 1971. 782 с.

3. Бочаров Ю.А. Винтовые прессы. М.: Машиностроение, 1976. 247 с.

Андрей Геннадьевич Вяткин, канд. техн. наук, m1@bmstu-kaluga.ru; Сергей Валентинович Матвеев

А.Н. Петров (Московский государственный технический университет "МАМИ")

Прогнозирование стойкости штампов горячего деформирования на основе выбора оптимальных коллоидно-графитовых смазочных материалов

Приведен пример прогнозирования стойкости штампа на основе выбора оптимального коллоидно-графитового смазочного материала для штамповки заготовок лопаток из никелевого сплава. Использован комплексный метод оценки свойств смазочных материалов. В расчете прогнозирования стойкости штампа учитываются масса поковки, коэффициент формы и коэффициент трения, а также результаты осадки кольцевых образцов с коллоидно-графитовыми смазочными материалами.

Ключевые слова: контактное трение; стойкость штампов; температура контактной зоны; коллоидно-графитовые смазочные материалы; горячая объемная штамповка; коэффициент трения; эмпирическая формула.

This article deals with prediction of die life for forging. The die life prediction for forging Ni-based alloys blades is presented as example. Multimeter method was used to estimate properties of lubricant materials. Forging weight, form coefficient and friction coefficient and results of ring specimens upsetting with colloidal-graphite materials are taken account to make calculations of the die life.

Keywords: contact friction; dies life; contact area temperature; colloidal-graphite lubricant materials; forging; friction coefficient; empirical formula.

Изучение поведения смазочных материалов при повышенных температурах показало, что состав коллоидно-графитовой суспензии влияет на качество изделия, стойкость инструмента и себестоимость продукции. Температура нагрева заготовки и подогрева штампов, а также время контакта заготовки со штампом в процессе деформирования изменяют свойства смазочного материала на контакте. При этом меняется и сопротивление деформированию.

На основе комплексной оценки свойств коллоидно-графитовых смазочных материалов разработан метод выбора оптимального смазочного материала с учетом прогнозирования стойкости штампов. На примере двух лопаток из никелевого сплава (рис. 1) приведен расчет прогнозирования стойкости штампов на основе выбора оптимальных коллоидно-графитовых смазочных материалов (табл. 1). Заготовки лопаток предварительно нагревают в электропечи с теплоза-



Рис. 1. Лопатки после штамповки

щитным покрытием и затем штампуют на винтовом прессе. В процессе штамповки штампы смазывают масло-графитовой суспензией. Стойкость штампов составляет от 500 до 1000 поковок.

Для выбора оптимального коллоидно-графитового смазывающего материала сравнивали два типа смазочных материалов: на водной основе (ВКГС-0) и масляной основе (И50+С1, СТ-26), выпускаемые ООО "Коллоидно-графитовые препараты". На рис. 2 изображены кривые потери массы исследуемых материалов при температурах до 700 °С.

Далее выбираем смазочный материал по технологическим свойствам. Из экспериментальных результатов осадки кольцевого образца из никелевого сплава по номограмме (рис. 3, где *d*, *H* – внутренний диаметр и высота кольцевого образца после осадки), определяем коэффициент трения. На рис. 4 приведены значения коэффициента трения смазочных материалов на масляной и водной основе.

Прогнозируемую стойкость штампов *C* рассчитывали по эмпирической формуле

$$C = m^{-0.0536} K$$

1. Свойства смазочных материалов

| Смазочный материал | Потери массы, %, при нагреве до 500 °С | Коэффициент трения |
|-----------------------|---|-----------------------|
| Масло И50 + графит С1 | 71,60 | 0,29 |
| CT-26 | 50,63 | 0,28 |
| ВКГС-0 | 18,38 | 0,26 |



Рис. 2. Потеря массы коллоидно-графитовых смазывающих материалов при нагреве до 700 °С



Рис. 3. Номограмма определения коэффициента трения *f* коллоидно-графитовых смазывающих материалов



Рис. 4. Значения коэффициента трения коллоидно-графитовых смазывающих материалов

где *m* — масса детали; *K* — параметр, определяющий величину контакта трения и степень сложности детали.

Расчет выполняли для двух видов компрессорных лопаток с различной массой и коэффициентом формы. В табл. 2 приведены исходные данные для расчета.

В табл. 3 приведены результаты расчета ожидаемой (прогнозируемой) стойкости штампов.

Из табл. 3 видно, что коллоидно-графитовый смазочный материал на водной основе типа ВКГС-0 предпочтительнее [2]. Коллоидно-графитовые смазочные материалы наносят на штампы методом распыления. Время нанесения и степень разбавления концентрата смазочного материала — это варьируемые параметры, которые позволяют оптимизировать

| 2. | Исходные | ланные | для | расчета |
|----|----------|--------|-----|---------|
| | | | | P |

| Параметр | Лопатка 1 | Лопатка 2 | |
|--------------------|------------------|-----------|--|
| Масса, кг | 0,065 | 0,124 | |
| Коэффициент формы | 1,75 | 1,60 | |
| Коэффициент трения | 0,26; 0,28; 0,29 | | |

3. Результаты расчета

| Смазочный материал | Стойкость штампов расчетная, шт. |
|-----------------------|-------------------------------------|
| Масло И50 + графит С1 | 632 |
| CT-26 | 1812 |
| ВКГС-0 | 4172 |







Рис. 5. Пистолеты-распылители для смазки штампов

температурный режим работы штампа и получить ожидаемую стойкость штампов.

В условиях серийного производства для нанесения смазочного материала на штампы применяют устройства, состоящие из небольших навесных бачков емкостью 5 л и распылительного пистолета. Конструкции пистолетов [1] различны, но принцип их работы один и тот же. На рис. 5 показаны типовые конструкции пистолетов-распылителей.

Метод выбора оптимального коллоидно-графитового смазочного материала апробирован в производственных условиях при штамповке компрессорных лопаток [3].

Заключение. Метод выбора оптимальных коллоидно-графитовых смазочных материалов позволяет сократить материальные затраты на смазочные материалы, повысить стойкость штампов, снизить себестоимость продукции и улучшить экологию в кузнечных цехах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сергеев Ю.Н., Лаптев Д.В., Петров А.Н. Исследование средств механизированного и автоматизированного нанесения технологической смазки на деформирующий инструмент в кузнечном производстве ЗИЛ // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1982. № 9. С. 34–36.

2. Петров А.Н. Комплексное исследование коллоидно-графитовых смазочных материалов на водной основе // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2011. № 10. С. 45–48.

3. Петров А.Н., Андрейченко Т.П. Применение коллоидно-графитовых смазочных материалов при горячей обработке металлов давлением // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008. № 6. С. 39–41.

Александр Николаевич Петров, канд. техн. наук, alexander_petr@mail.ru

УДК 621.762.001

В.М. Воробьёв (ООО "МНТЦ Аверт", Москва)

Разработка способов объемного формоизменения точных заготовок дисков колес транспортных устройств

Рассмотрен процесс аксиального выдавливания. Изложены технологические подходы при проектировании двухпереходного изготовления дисков колес транспортных устройств из алюминиевых и титановых сплавов. Приведены конструкции первого и второго перехода штампов.

Ключевые слова: диски колес автомобильные и самолетные; штамп многоразъемный с подвижными элементами; алюминий; титан.

Process of axial extrusionis is considered. Technological approaches by projecting two-transitive production of discs of transport's wheels made of aluminum and titanium alloys are expounded. Constructions of the first and second transitions of the extruder are presented.

Keywords: automobile and airplane of wheels disks; multisectional extruder with mobile elements; aluminum; titanium.

Целью работы является разработка технологических процессов обработки металлов, позволяющих использовать операции аксиального (обратного операциям радиального) выдавливания на универсальном кузнечно-прессовом оборудовании в многоразъемных штампах. Это даст возможность изготовлять заготовки, максимально приближенные по форме и размерам к дискам пневмоколес транспортных машин (автомобилей, самолетов и т.д.), в мелкосерийном производстве из цветных металлов и сплавов на основе алюминия, магния и титана.

Операции аксиального выдавливания характеризуются тем, что деформирующий инструмент или металл при формоизменении движется извне к центру штампа (системы).

Рассмотрим первый случай, когда деформирующий инструмент штамповочной машины движется извне к центру системы — это процесс формоизменения колец подшипников, изготовляемых из трубных заготовок. Эти процессы базируются на применении одноразъемных штампов на горизонтально-ковочных машинах, где силы деформирования передаются в аксиальном (осевом) направлении.

При формоизменении на многоплунжерных прессах также используют метод выдавливания деформируемого металла в аксиальном (осевом) направлении, перпендикулярном основной силе деформирования, от периферии к центру заготовки. Примером может служить штамповка стоек шасси самолетов. Данный способ применяют при производстве всех летательных аппаратов фирмы Boeing.

Штамповый инструмент имеет два разъема: горизонтальный и вертикальный, а пресс – три плунжера:



Рис. 1. Схема многоплунжерной штамповки

главный гидравлический цилиндр, который движется в осевом направлении, и два боковых цилиндра, которые осуществляют движение в аксиальном направлении (рис. 1) и зажимают заготовку силами P_1 и P_2 , после этого происходит формоизменение силой P_3 от главного цилиндра.

Теоретические предпосылки построения процессов аксиального выдавливания лежат в области использования двух наклонных (под углами α и $\beta = 90^{\circ} - \alpha$) плоскостей *1* и *2*, которые под действием основной силы *P*₀ взаимодействуют между собой (рис. 2).

На контактных поверхностях между плоскостями 1и 2 возникают силы R и R', которые можно разложить на составляющие P_1 и P'_1 , P_2 и P'_2 , причем P_1 и P'_1 действуют в вертикальном направлении, а P_2 и $P'_2 - в$ горизонтальном.

Горизонтальные составляющие могут совершать работу по перемещению плоскости 1 к центру системы. Путь перемещения S зависит от угла наклона α и высоты H плоскости 1.

Теоретический анализ влияния угла наклона контактных плоскостей на энергосиловые параметры по-



Рис. 2. Взаимодействие наклонных поверхностей

казал, что с увеличением угла α вертикальные составляющие увеличиваются, а горизонтальные составляющие уменьшаются в общем балансе сил.

Перемещение *S* зависит от высоты *H* и угла α . С повышением угла α высота *H* = const, *S* возрастает.

Влияние угла наклона α контактных поверхностей, осуществляющих движение подвижных частей многоразъемного штампа, проверяли экспериментально. При необходимых перемещениях *S* и заданных величинах *H* исследованная область значений углов α составляла 7...45°.

Используя принцип аксиального выдавливания в многоразъемных штампах с числом разъемов: 3, 4, 5, 6 и т.д., появляется возможность изготовлять сложные поковки типа дисков колес транспортных машин (авиационных, автомобильных и т.д.) из легких сплавов на основе алюминия, магния и титана.

В отличие от процессов формоизменения в многоразъемных штампах, где штамповые вставки при деформировании неподвижны, в случае аксиального выдавливания штамповые вставки подвижны [1, 2]. Подвижные элементы штампа двигаются вовнутрь, от периферии к оси системы, в результате происходит кольцевое оформление диска колеса. Это возможно осуществить как за два технологических перехода, так и за один технологический переход [3] (рис. 3). Если повернуть схему формоизменения (рис. 4, δ) на 180°, то воз-





II переход штамповки



Рис. 3. Заготовка после первого перехода (*a*) и цельноштампованный диск колеса после второго перехода (*б*)



Рис. 4. Штамп первого (*a*) и второго (*б*) перехода, направляющие пазы (*в*) и секционная матрица (*г*)

можно изготовить поковку диска колеса за один технологический переход. Однако существуют ограничения по образованию заковов, поэтому двухпереходная штамповка предпочтительнее.

Способ изготовления цельноштампованных дисков колес автомобилей осуществляют в штампе (см. рис. 4, a, δ), который содержит неподвижную нижнюю 1 и подвижную верхнюю 2 части в виде сцентрированных колонками 3 относительно друг друга плит 4 и 5 соответственно. На нижней плите 4 установлен пуансон 6 с выталкивателем 7 внутри него, имеющей профиль гравюры для формообразования внутренней полости диска колеса на первом переходе. На верхней плите 5 для обеспечения первого перехода монтируется сменная матрица 8 (см. рис. 4, a), представляющая собой профильную деталь с гравюрой для оформления наружного профиля заготовки (см. рис. 3).

Для окончательного формообразования изделия на втором переходе используется сборная матрица 9, которая монтируется на нижней плите и выполнена в виде разъемных раздвижных секционных вставок (см. рис. 4, δ), число которых не менее пяти. Вставки примыкают друг к другу боковыми поверхностями 11 и образуют своими внутренними рабочими поверхностями гравюры 12 и 13 соответственно наружных боковой и торцевой стенок диска колеса с центральным ручьем и ребордами по периферии. Наружные нерабочие плоскости вставок 10 имеют конические поверхности, взаимодействующие с ответной конической поверхностью выборки 14, выполненной на верхней плите 5 под углом α , который рассчитывается из соотношения

tg
$$\alpha = f\left(\frac{P_{60K}}{P_{pa6}} \middle/ \frac{H_{pa6}}{H_{BepT}}\right) \frac{S_{60K}}{S_{BepT}},$$

где $P_{60\kappa}$ — боковая сила перемещения секционной вставки; H_{pa6} — перемещение секционной вставки; $H_{верт}$ — вертикальное перемещение плиты 5; P_{pa6} — рабочая сила; $S_{60\kappa}$ — боковое перемещение вставок; $S_{верт}$ — вертикальное перемещение верхней половины штампа.

В приближенном варианте угол α = 10...22° в зависимости от необходимых перемещений вставок штампа.

При поступательном движении плиты 5 вставки перемещаются в радиальном направлении от периферии к центру и в обратном направлении через средства возврата их в исходное положение, выполненные в виде упругих элементов 15 расчетной пружины, расположенных в гнездах 16 каждой вставки. Нижняя плита 4 снабжена упорами 17, ограничивающими перемещение вставок 10 и Т-образными направляющими пазами 18 для последних, а оси центров гнезд 16 рас-положены на уровне внутренней полки 19 пазов 18 (см. рис. 4, в). Облой минимальной толщины по разъемам составляет 0,1 мм, так как происходит выдавливание металла цилиндра после первого перехода и оформляется боковая и верхняя части

вого перехода и оформляется ооковая и верхняя части диска колеса. Для осуществления процесса штамповки колеса

для осуществления процесса штамповки колеса автомобиля нагретая заготовка в виде плоского диска устанавливается в штамп, где под действием осевой силы происходит поэтапное выдавливание металла в заданных направлениях между его пуансонной и матричной частями. Сначала происходит формообразование боковых стенок диска колеса (первый переход), а затем — окончательное формообразование стенок и торца диска колеса, спрофилированного в соответствии с заданной гравюрой, включающей в себя центральный посадочный ручей и реборды по перифериям (второй переход) (см. рис. 4, *б* и 5).

В процессе штамповки на первом переходе при неподвижном пуансоне и подвижной в вертикальном направлении матрицы 9 (вместе с плитой 5 верхней части 2 штампа) воздействуют на дискообразную заготовку, осуществляя окончательное формоизменение внутренней полости диска колеса по гравюре пуансона. На втором переходе, не снимая с пуансона 6 детали, заменяют первую матрицу на вторую, состоящую из набора подвижных вставок 10, которые при взаимодействии их конических поверхностей с конической поверхностью выборки 14 перемещаются по Т-образным пазам 18 от периферии к центру и окончательно профилируют рабочими поверхностями, составляющими единую гравюру, наружную поверхность диска колеса, включающую в себя центральный ручей и реборды по перифериям. Затем верхнюю подвижную часть 2 штампа поднимают и вставки 10 матрицы 9 под воздействием упругих элементов 15 возвращаются в исходное положение, ограниченное упо-



Рис. 5. Заготовка, поковки: после первого и второго перехода (a), цельноштампованные колеса транспортных устройств (δ)

рами 17, а затем с помощью выталкивателя 7 готовый диск колеса снимается с пуансона 6.

После второго перехода диск колеса автомобиля готов к использованию практически без последующей механической обработки. При этом торцевая поверхность диска колеса 20 (см. рис. 3, δ и 5) имеет заданный профиль и при необходимости может иметь окна заданного профиля, специально предусмотренные гравюрой пуансона и матрицы соответственно.

Для снижения силы деформирования, в том числе и аксиальной силы, процесс формообразования возможно вести с применением процесса обкатывания, что обеспечит поэтапное нагружение на вставки штампа, а движение верхней части штампа будет осуществляться по спирали, обеспечивая поочередное нагружение.

Способ аксиального выдавливания позволяет значительно улучшить показатели механических свойств готовых изделий. Он сочетает в себе изотермическую штамповку, скоростную штамповку, штамповку в разъемных матрицах и штамповку в штампах для безоблойной штамповки, что позволяет увеличить производительность труда, уменьшить потери материала и сократить затраты на механическую обработку, вплоть до полного ее исключения.

В предлагаемом способе в целях повышения стойкости и работоспособности штампа число переходов снижено до двух и их функции перераспределены, что также способствует увеличению стойкости штампа, снижая до минимума время деформирования, а также повышая жесткость штампа (толщина плиты равна 8h, где h — высота секционной вставки). Указанные преимущества расширяют технологические возможности способа аксиального выдавливания, позволяют вести процесс во взаимосвязи силовых, температурных, скоростных и других факторов при минимальных затратах времени и энергии. Исключение последующей механической обработки доводит до максимального коэффициент использования металла, а также повышает механическую прочность изделия благодаря упрочнению поверхностного слоя и

его ненарушенной волокнистой структуре.

Преимуществом этого способа является также возможность применения стандартного кузнечного оборудования.

Недостатками способа аксиального выдавливания являются повышенная трудоемкость технологического процесса, невозможность вести процесс во взаимосвязи силовых, температурных, скоростных и других факторов с типом изделия и его профильными особенностями.

Заключение. Разработаны процессы аксиального выдавливания в штампах с подвижными элементами, которые в процессе деформирования под действием верхней плиты совершают движения во внутрь системы. Моноштампованные колеса, в отличие от литых, обладают повышенными свойствами к восприятию ударных нагрузок от столкновения с посторонними предметами и выбоинами на поверхности аэродромных полотен и автомобильных дорог.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат.** 4803880 США, кл. В 21 С 23/00, В 21 D 37/02. 1989.

2. А.с. 912339 СССР, кл. В 21 С 22/00. 1982.

3. Пат. 2015786 РФ. В 21К 1/32, В 21 D 53/26. Способ изготовления цельноштампованных дисков колес автомобилей и штамп для его осуществления / Ю.М. Финк, В.М. Воробьёв, Н.Ю. Дроздова, А.В. Соколов. 10.06.92.

Владимир Михайлович Воробьёв, д-р техн. наук, avert_msk@mail.ru





Поздравляем!

Виктора Ивановича Трегубова,

д-ра техн. наук, профессора

с 60-летием

Виктор Иванович Трегубов родился 22 июня 1952 г. в г. Туле. После окончания в 1979 г. Тульского политехнического института поступил на работу в ФГУП "ГНПП "Сплав", где работал зам. начальника цеха, начальником цеха, зам. начальника отдела, зам. генерального директора. С 1 июля 2008 г. В.И. Трегубов – первый заместитель генерального директора по производству – директор завода.

Виктор Иванович Трегубов – крупный специалист в области теории процессов обработки металлов давлением и технологии кузнечно-штамповочного производства. В 1998 г. он защитил кандидатскую, а в 2005 г. – докторскую диссертацию. В.И. Трегубов является профессором кафедры "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета, читает лекции по теории и технологии штамповки анизотропных материалов. Имеет более 200 научных работ, 31 авторское свидетельство и патенты на изобретения, в соавторстве им изданы 7 учебных пособий для бакалавров техники и технологии направления 150400 "Технологические машины и оборудование" и студентов, обучающихся по направлению 150200 "Машиностроительные технологии и оборудование" специальности 150201 "Машины и технология обработки металлов давлением".

За период работы с 1997 по 2008 г. В.И. Трегубов внес значительный вклад в укрепление обороноспособности России, обеспечение потребностей Вооруженных сил в новейших видах вооружений и военной техники нового поколения. Под его руководством отработана технология и организовано производство 28 видов реактивных снарядов различного назначения к высокоэффективным реактивным системам залпового огня "Град", "Ураган", "Смерч", не имеющих мировых аналогов, организовано серийное производство боеприпасов для тяжелой огнеметной системы "TOC-1", хорошо зарекомендовавшей себя при проведении антитеррористических операций, а также внедрена технология производства высокоэффективных боеприпасов для авиационных носителей для поражения площадных и особо важных наземных целей, налажено производство боеприпасов противолодочного вооружения для авианосителей, корабельной системы противолодочной обороны, что позволило увеличить огневую мощь Российской армии и флота.

По результатам научно-исследовательской работы Виктор Иванович трижды удостоен звания лауреата премии им. С.И. Мосина (2002, 2006, 2010 гг.) в области разработок военной техники, технологии и оборудования, имеющих двойное применение. В 2005 г. Трегубову В.И. в составе творческого коллектива присуждена премия Правительства РФ в области науки и техники. За достижения в области развития экономики России Виктору Ивановичу присуждена премия имени А.Н. Косыгина (2005 г.), а в 2006 г. – премия Тульской области в сфере науки и техники им. Б.С. Стечкина. В.И. Трегубов избран академиком Академии проблем качества РФ отделения "Заготовительные производства в машиностроении", является членом редакционного совета и автором нашего журнала.

Редакция и редакционный совет поздравляют Виктора Ивановича с юбилеем, желают крепкого здоровья, благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности!

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

производство

УДК 621.771.23

Г.И. Коваль (Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Применение прокатно-ковочных станов для получения сортового проката из специальных сплавов черных и цветных металлов

Приведено описание устройства и принципа работы прокатно-ковочных станов ПК 600, СШ 175, СШ 200 и СШ 280. Отмечен опыт их практического применения для получения сортового проката из специальных сплавов черных и цветных металлов на основе меди, никеля, титана, молибдена. Показаны направления совершенствования технологии и оборудования этих станов, преимущества и перспективные области их использования.

Ключевые слова: прокатно-ковочные станы; специальные сплавы черных и цветных металлов.

The description of the structure and the principle of operation of the rolling and forging mills PK 600, SSh 175, SSh 200 and SSh 280 is presented. It notes the trial of their practical application for production of profiles out of special-property copper, nickel, titanium, molybdenum based alloys of ferrous and non-ferrous metals. The ways of technology and these mills' equipment improvement, their advantages and perspective fields of use are shown.

Keywords: rolling and forging mills; special alloys of ferrous and non-ferrous metals.

В Южно-Уральском государственном университете (ЮУрГУ) разработаны прокатные станы с качающимися валками, названные прокатно-ковочными станами, реализующими принцип шаговой прокатки. Станы обеспечивают высокую вытяжку за проход при четырехсторонней деформации. Применение станов эффективно в условиях микрометаллургических и заготовительных производств при получении сортового проката из малопластичных и труднодеформируемых сплавов черных и цветных металлов.

Первым промышленным станом такой конструкции является стан ПК 600 [1]. Стан (рис. 1) состоит из задающего 1 и приемного 3 устройств, прокатной клети 2 и главного привода 4. Задающее устройство включает каретку 5, установленную на направляющих колоннах 7, через катки 6, привод ее перемещения от электродвигателя 15, двух червячных редукторов 40 и ходовых винтов 16 с гайками 17. Связь каретки 5 с гайками 17 осуществляется через демпфирующие цилиндры 18. На каретке смонтированы механизмы зажима и кантовки заготовки, а также толкатель. Эти механизмы состоят из полого цилиндрического корпуса 8, установленного на каретке 5. На одном конце корпуса со стороны прокатной клети 2 закреплена опора 13, связанная шарнирно с клещевым захватом 9, а на другом – пневмоцилиндр 10, соединенный полым штоком 39 с опорами 13. С корпусом пневмоцилиндра 10 консольно соединен пневмоцилиндр 11 со штоком-толкателем 12, проходящим через полый шток 39. Рычаг цилиндрического корпуса 8 шарнирно соединен со штоком-поршнем пневмоцилиндра кантовки 14, установленном через цапфы на каретке 5.

Прокатная клеть состоит из станины 19, четырех узлов валков, клиновых механизмов радиальной регулировки 23 положения узлов валков и механизмов уравновешивания 24. В узел валка входят подушка 25, корпус валка 20 со сменным рабочим вкладышем. Корпуса валков 20 шарнирно связаны штангами 26 с кронштейнами корпуса 27 приемного устройства.

Приемное устройство стана удерживает заготовку за выкатанный передний ее конец, направляет ее вдоль оси прокатки и осуществляет кантовку. Оно включает в себя корпус 27, внутри которого на подшипниках установлена полая кантующая втулка 28, имеющая сквозные пазы для установки двух пар зажимных роликов 29, 30, два из которых подпружинены, а другие два связаны со штоками пневмоцилиндров 31, 32. Для кантовки заготовки втулка 28 шарнирно соединена рычагом со штоком пневмоцилиндра 33, установленного с возможностью поворота в корпусе 27.

Главный привод стана, предназначенный для осуществления возвратно-поступательного движения прокатной клети 2, перемещающейся по направляющим 22 рамы стана 21, включает в себя электродвигатель 34, зубчатую муфту 35, сдвоенную зубчатую передачу 36 с криво-



Рис. 1. Принципиальная схема стана ПК 600

шипами 37 и шатунами 38, связанными со станиной прокатной клети.

На стане ПК 600 применяют следующую технологию прокатки. После нагрева заготовку подают к клещевому захвату 9 задающего устройства и с его помощью ускоренно перемещают к валкам прокатной клети 2. При подходе заготовки к валкам привод задающего устройства переводится в режим подачи, включается привод 34 возвратно-поступательного перемещения прокатной клети и начинается шаговая прокатка заготовки.

Во время образования зазора между валками и заготовкой ее перемещают на величину подачи и кантуют на требуемый угол. При подходе к валкам клещевые захваты 9 разжимают и заготовка подается в валки штоком-толкателем 12. Удержание заготовки вдоль оси прокатки осуществляется роликами 29, 30, а ее кантовка выполняется с помощью пневмоцилиндра 33.

Стан ПК 600 был смонтирован в молотовом отделении ЭСПЦ-3 Челябинского металлургического комбината. После введения ряда технологических и конструктивных усовершенствований на стане освоена прокатка коррозионно-стойких, штамповых, быстрорежущих, клапанных, жаропрочных и других сталей. Для исследования его технологических возможностей на стане проведена прокатка опытных партий заготовок из сплавов титана ОТ4, ВТ1-0 и ВТ3-1 сортамента Верхне-Салдинского металлургического производственного объединения (ВСМПО) [2], меди и никеля марок БрКд-1, БрБ2, БрКМЦ3-1, БрОЦ4-3, НП-2, монель, копель, константан сортамента Каменск-Уральского завода ОЦМ (КУЗОЦМ) [3].

Из заготовок сплавов титана диаметром 180 мм за один проход по оценке ВСМПО получены удовлетворяющие требованиям стандартов качественные профили диаметром 90 мм в объеме ~5 т. Из слитков медных и никелевых сплавов диаметром 130...180 мм за один проход

получены удовлетворяющие требованиям стандартов качественные квадратные профили со стороной 90 мм в объеме ~12 т, из которых при дальнейшей деформации на КУЗОЦМ получена готовая продукция в виде катанки диаметром 0,7; 6,0; 7,2; 8,0 мм и полосы 8×25 мм, отправленная потребителю.

Для условий заготовительных производств машиностроительных предприятий в 1990 г. разработан рабочий проект малогабаритного прокатно-ковочного стана СШ 175 [4], изготовленного и установленного одним из предприятий г. Омска. На стане из литых заготовок инструментальных сталей диаметром 50...60 мм освоена прокатка круглых профилей диаметром 20 мм.

В 2000 г. выполнен рабочий проект малогабаритного прокатно-ковочного стана СШ 200 [5]. После изготовления, монтажа и наладки на стане прокатывают заготовки из специальных черных металлов, а также цветных металлов на основе титана и молибдена.

Устройство, принцип работы и технология прокатки на этих станах могут быть проиллюстрированы с использованием рис. 2.

Главный привод стана (электродвигатель 7, ременная передача 8, редуктор 9, кривошипно-шатунные механизмы 10 и двуплечие рычаги 23, кулачковый механизм 11) осуществляет возвратно-поступательное движение прокатной клети 1 и поворот кантователей 3.

Задающее устройство перемещает исходную заготовку вдоль оси прокатки с различной скоростью. В его состав входят каретка 12 с толкателем 2, 13, размещенные подвижно на колоннах 14, и привод механизма подачи, включающий в себя электродвигатель 16, редуктор 17, муфту 15 и ходовой винт 18 с гайкой 19 и демпфирующими пружинами 22.

Кантователи осуществляют поворот заготовки вокруг ее продольной оси после каждого шага деформации. Каждый кантователь имеет корпус 24 с роликовой провод-



Рис. 2. Принципиальная схема станов СШ 175 и СШ 200

кой, храповой механизм 20, систему тяг 21 и конические передачи 25.

Технологический процесс осуществляется следующим образом. Нагретую заготовку подают к стану и устанавливают вдоль оси прокатки перед толкателем 13 задающего устройства. Включается привод механизма подачи и заготовка ускоренно подается в прокатную клеть 1, где деформируется качающимися с помощью отклоняющихся штанг 6 валками 4, 5. За один проход через прокатную клеть получается требуемый готовый профиль.

На основе опыта эксплуатации станов ПК 600, СШ 175 и СШ 200 разработан рабочий проект и изготовлен стан СШ 280, который в комплексе с непрерывной группой клетей МКЗ-330 [6] установлен на Уральском заводе прецизионных сплавов. Рассмотрим устройство, принцип работы и технологию прокатки на стане СШ 280 с использованием рис. 3.

В отличие от станов СШ 175 и СШ 200 на стане СШ 280 в приводе возвратно-поступательного перемещения прокатной клети *1* применен коленчатых вал *26*, дополнительно введены механизмы отключения кантователей *27* и выдачи *28* готового проката из прокатной клети *1*. Все эти мероприятия в дополнение к применению на стане современных систем электропривода, автоматизации и других конструктивных и технологических усовершенствований позволили в значительной степени повысить надежность работы стана и качество получаемого проката.

За время эксплуатации на стане СШ 280 прокатан широкий сортамент заготовок специальных сталей и сплавов.



| Параметр | СШ 175 | СШ 200 | СШ 280 | ПК 600 | | | | |
|---|--------|--------|--------|--------|--|--|--|--|
| Размеры исходной заготовки, мм, не более: | | | | | | | | |
| поперечное сечение: | | | | | | | | |
| круг диаметром | 60 | 70 | 90 | 200 | | | | |
| квадрат со стороной | 40 | 50 | 70 | 160 | | | | |
| длина | 500 | 1000 | 1500 | 2000 | | | | |
| Минимальные размеры получаемых профилей, мм: | * | * | * | — | | | | |
| поперечное сечение: | | | | | | | | |
| круг диаметром | 20 | 30 | 35 | 80 | | | | |
| квадрат со стороной | 20 | 30 | 35 | 80 | | | | |
| шестигранник | 20 | 30 | _ | — | | | | |
| Число валков | 3, 4 | 3, 4 | 4 | 4 | | | | |
| Число ходов клети в минуту | 6070 | 6070 | 6080 | 4060 | | | | |
| Длина готового профиля за один ход клети, мм | 30 | 35 | 50 | 100 | | | | |
| Габаритные размеры стана, мм: | | | | | | | | |
| длина | 7650 | 8150 | 1600 | 12910 | | | | |
| ширина | 2250 | 2250 | 5000 | 8420 | | | | |
| высота | 1450 | 1450 | 1800 | 2700 | | | | |
| Масса оборудования, т | 10 | 12 | 32 | 100 | | | | |
| Установленная мощность электродвигателей, кВт | 75 | 125 | 350 | 1700 | | | | |
| * Во втором проходе могут быть получены заготовки диаметром до 15 мм. | | | | | | | | |

| Технические | характеристики | прокатно-ковочных | станов |
|-------------|----------------|-------------------|--------|
|-------------|----------------|-------------------|--------|

Технические характеристики рассмотренных станов

приведены в таблице. Конструкция прокатно-ковочных станов и технология прокатки на них постоянно совершенствуются. В последнее время разработана комплексная методика расчета размеров шарнирно-рычажной системы привода прокатных валков, созданы новые калибровки прокатных валков и методы их расчета, предложены новые технологические приемы осуществления процесса шаговой прокатки и т.п. [7–13].

В связи с наблюдающимся восстановлением потребности машиностроения в прокате из специальных сплавов черных и цветных металлов прокатно-ковочные станы могут найти более широкое промышленное применение и составить конкуренцию известным радиально-ковочным машинам по качеству получаемого проката, стоимости оборудования и эксплуатационным затратам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Освоение** опытно-промышленного стана шаговой прокатки ПК 600 / И.А. Коппель, Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, Е.В. Мокин, В.И. Чиняев // Сталь. 1992. № 1. С. 46–48.

2. **Новая** технология горячей шаговой прокатки сплавов титана / В.К. Катая, Г.И. Коваль, В.С. Душин, П.С. Козюлин, И.А. Коппель, С.И. Александров // Цветные металлы. 1993. № 3. С. 45–48.

3. Технологическая эффективность процесса прокатки-ковки при обработке медных и никелевых сплавов/ В.И. Свинин, Г.И. Коваль, В.В. Тимашов, В.С. Климов, А.П. Бучнев, В.П. Котельников // Цветная металлургия. 1991. № 1. С. 26–31.

4. **Новый** универсальный малогабаритный стан СШМ 175 / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, А.Р. Бежанян // Металлург. 2001. № 6. С. 53.

5. Коваль Г.И., Дремин В.Г., Плюснина Т.Г. Технология и оборудование для малотоннажного производства сортового

проката // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 12. С. 45-46.

 Новый полунепрерывный сортопроволочный стан ШП 280/МКЗ-330 / В.Г. Дукмасов, Ф.С. Дубинский, Г.И. Коваль, О.О. Сиверин // Непрерывные процессы обработки давлением: тр. Всероссийской науч.-техн. конф. Москва, МВТУ им. Н.Э. Баумана, 14–15 апр. 2004 г. С. 174–179. 7. Пат. 2212290 Российская Федерация, МПК⁷ В 21 В1/42.

7. Пат. 2212290 Российская Федерация, МПК⁷ В 21 В1/42. Валок для шаговой прокатки / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, Т.Г. Плюснина. № 2002113992/02; заявл. 28.05.2002; опубл. 20.09.2003, Бюл. № 26. 8 с.

8. Пат. 2225763 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В13/18. Стан шаговой прокатки / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, Т.Г. Каримова. № 2002131099/02; заявл. 19.11.2002; опубл. 20.03.2004, Бюл. № 8. 8 с.

9. Пат. 2228808 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В1/42. Способ шаговой прокатки / Г.И. Коваль, Т.Г. Каримова. № 2003105429/02; заявл. 25.02.2003; опубл. 20.05.2004, Бюл. № 14. 14 с.

10. Пат. 2231405 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В21/04. Задающее устройство для шаговой подачи заготовок / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, А.Р. Бежанян. № 2003110837/02; заявл. 15.04.2003; опубл. 27.06.2004, Бюл. № 18. 8 с.

11. Пат. 2264874 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В13/18. Стан шаговой прокатки / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин. № 2003110837/02; заявл. 10.06.2004; опубл. 27.11.2005, Бюл. № 33. 4 с.

12. Пат. 2266167 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В1/42. Валок для шаговой прокатки / Г.И. Коваль, В.Г. Дремин, И.В. Коротышев, Т.Г. Плюснина. № 2004112853/02; заявл. 26.04.2004; опубл. 20.12.2005, Бюл. № 35. 9 с.

13. Пат. 2356662 Российская Федерация, МПК⁷ В21 В1/42. Способ шаговой прокатки / Г.И. Коваль, С.З. Хабиров, Т.Г. Каримова. № 2008100833/02; заявл. 09.01.2008; опубл. 27.05.2009, Бюл. № 15. 6 с.

Григорий Иванович Коваль, д-р техн. наук, G.I.Koval@susu.ac.ru

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.112.227.34:669.017.3:536.42

Д.Е. Каблов, В.С. Крапошин, С.А. Герасимов

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Кристаллографический механизм образования двойников под влиянием азота при вырашивании монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов

Предложен механизм образования кристаллов произвольной ориентации при выращивании монокристаллических заготовок жаропрочных никелевых сплавов для лопаток газотурбинных двигателей. При повышенном содержании азота в металле (более 0,001 % мас.) нитрид титана в момент своего образования разворачивает кристаллическую решетку матрицы, в результате чего образуется двойник.

Ключевые слова: кристаллография; двойникование; азотирование; монокристалл; жаропрочный сплав.

The mechanism for random crystals formation during grow of nickel superalloys single crystal workpieces for blades of gas turbine engines is offered. With increased nitrogen content in the metal (more than 0.001 % wt.), titanium nitride at the time of its formation expands the crystal lattice of the matrix, resulting in twin.

Keywords: crystallography; twinning; nitriding; single crystal; superalloy.

Введение. Лопатки газотурбинных двигателей обладают наибольшей жаропрочностью в монокристаллическом варианте их изготовления. Одной из причин брака при получении монокристаллических заготовок жаропрочных никелевых сплавов для последующего выращивания лопатки является образование на них паразитных кристаллов-двойников произвольной ориентации.

Технологические эксперименты показали, что наиболее значимым фактором, благоприятствующим образованию двойников, является повышенное содержание азота в полученной заготовке. При этом механизм влияния азота связывают с образованием частиц нитридов и карбонитридов титана, которые в свою очередь становятся подложками для зарождения кристаллитов произвольной кристаллизации и затрудняют рост монокристаллической структуры.

Для получения бездефектной монокристаллической заготовки необходимо поддерживать в ней содержание азота ниже определенного критического уровня (менее 0,001 % мас.). При повышении содержания азота выше этого значения изменяются тип и морфология карбидной фазы: при малом содержании азота образуются главным образом карбиды тугоплавких металлов типа MeC (структурный тип *B*1, NaCl) с пластинчатой или стержневой морфологией. При высоком содержании азота образуются карбиды типа Me_6C (структурный тип *E*9₃), содержащие наряду с тугоплавкими металлами также 3*d*-металлы Ni, Co, Cr. Эти карбиды присутствуют в виде мелких полиэдрических частиц. Мелкие полиэдрические карбиды этого типа также могут служить затравками для зарождения кристаллитов нежелательной кристаллизации.

В работе [1] показано, что само зародышевое действие включений является неоднозначным: если включение расположено в верхней части жидко-твердой двухфазной области, то при необходимом переохлаждении такое включение будет препятствовать образованию столбчатой и монокристаллической структуры. Если оно будет находиться в нижней твердо-жидкой двухфазной области и переохлаждение будет достаточным, то на нем образуется новый кристалл, но он не сможет препятствовать общему процессу развития направленной кристаллизации.

Однако почему оказывают влияние только нитриды и карбонитриды, а не карбиды и в одном случае частицы способствуют зарождению кристаллитов произвольной ориентировки, а в другом – нет? Интересно также, что тип и морфология карбидов становятся благоприятными для подавления образования кристаллитов произвольной ориентировки при некотором повышении содержания углерода в плавке, но образующийся тип карбидов соответствует пониженному содержанию углерода (Me₆C вместо MeC).

Для повышения надежности технологии получения качественных монокристаллических заготовок необходимо расширение физических и/или физических представлений о механизме влияния азота на появление паразитных кристаллитов в монокристаллических заготовках. Существующие объяснения предполагают зарождение кристаллитов произвольной ориентировки в жидкой фазе. Возможно, что это может происходить и в твердой фазе при распаде пересыщенного азотом твердого раствора. Такой вариант ранее не рассматривался, однако некоторые электронно-микроскопические и электронно-графические данные относительно образования наночастиц нитрида хрома (структура типа *B*1) при азотировании стали 38ХМЮА свидетельствуют о необычных кристаллографических особенностях образования этого нитрида с ГЦК-решеткой [2].

Цель работы — разработка кристаллографической модели образования нитрида со структурой *B*1 при распаде пересыщенного азотом твердого раствора. Основой модели служит предложенная в работах [3, 4] модель мартенситного и перлитного превращений в сталях как единого процесса двойникования-раздвойникования. Поэтому рассмотренная в статье модель предлагает также и объяснение образования кристаллитов произвольной ориентировки в никелевых сплавах под влиянием азота.

Модель. В работе [2] приведены результаты электронно-микроскопического исследования структуры сталей 38ХМЮА, 40Х и некоторых модельных двойных сплавов на основе железа с хромом, молибденом и алюминием после азотирования при температурах 500...560 °C. Обнаружены структуры, аналогичные наблюдаемым при распаде пересыщенных твердых растворов, образуются тонкие пластины (толщиной 2...4 нм) нитридной фазы CrN со структурой каменной соли (тип *B*1), эти частицы увеличивают толщину и постепенно теряют когерентность с матрицей.

На ранних стадиях распада пересыщенного твердого раствора ферритная матрица и нитридная фаза обладают небольшой тетрагональностью (2...3 %). Решетки ОЦК-матрицы (м) и выделяющегося нитрида (н) в стали 38ХМЮА находились в известном ориентационном соотношении Бейна: (100) н $\|(110)$ м, [001] н $\|[001]$ м, [010] н $\|[1\overline{10}]$ м. При повышении темпе-

ратуры азотирования от 540 до 560 °C наблюдали отклонение от соотношения Бейна на 6...7° [2], т.е. направление [113] кубической решетки нитрида стало параллельным направлению [103] матрицы. В работе [2] это явление не объяснено. Однако эти кристаллогеометрические характеристики указывают на механизм превращения ОЦК-решетки матрицы в ГЦК-решетку нитрида, предложенный в работах [3, 4] как единый для полиморфного и перлитного превращений в системе железо-углерод. Согласно этому механизму взаимное превращение между ОЦК- и ГЦКструктурами выполняется множественным двойникованием каждого из партнеров по превращению. ГЦК-структура двойникуется по плоскостям {113}, а ОЦК-структура двойникуется либо по {112}, либо по {013}.

На рис. 1 показаны структуры соответствующих двойников (двойниковых слоев). Основным элементом структуры двойникового слоя во всех случаях является так называемая трехшапочная тригональная призма, которая генерируется последовательностью трансформаций кубооктаэдр-икосаэдр-тригональная призма с присоединенным октаэдром (рис. 2). Здесь важны два обстоятельства – множественные двойниковые слои двух превращающихся решеток неразличимы по структуре (с точностью до малых деформаций), а вновь возникшая призма представляет гораздо больший объем для размещения атома примеси (азота или углерода), чем октаэдрическая пустота. Поэтому превращение ОЦК–ГЦК (в любую сторону) идет как двойникование по плоскости одной решетки и раздвойникование полученного объема по плоскости другой решетки. В соответствии с этим механиз-



Рис. 1. Структуры множественных двойников (а) и переходный слой (б) между ГЦК-(слева) и ОЦК-(справа) решетками (ГЦК-решетка двойникуется по (113), а раздвойниковывается в ОЦК-решетку через двойник по (013))



Рис. 2. Последовательная реконструкция (слева направо) кубооктаэдра ГЦК-решетки в икосаэдр и в тригональную призму с тремя шапочками и присоединенным октаэдром

мом должны соблюдаться два варианта ориентационного соотношения ГЦК- и ОЦК-решеток: {113}ГЦК || {112} ОЦК либо {113} ГЦК || {013} ОЦК.

На рис. 3 приведены стереограммы для этих вариантов, из которых следует, что все наблюдаемые ориентационные соотношения при мартенситном превращении в сталях (Курдюмова–Закса, Нишиямы–Вассермана, Гренингера–Трояно) являются следствием соотношений, вытекающих из механизма двойникования–раздвойникования. Соотношения Бейна также согласуются с этими соотношениями, включая приведенное в работе [2] расхождение кубических осей нитрида и матрицы на 6...7°, т.е. по данным работы [2] не только перлитное и мартенситные превращения в сталях идут по механизму двойникования–раздвойникования, но и образование нитрида при азотировании стали идет по той же схеме.

Варианты двойникования ОЦК-структуры по {112} или {013} различаются относительной деформацией ребер тригональной призмы. Это локальные обстоятельства и в работе [2] наблюдали признаки образования тонких пластин по {112} (тяжи на электроно-



Рис. 3. Ориентационные соотношения для ГЦК- и ОЦК-решеток при превращении по механизму множественного (полисинтетического) микродвойникования по плоскостям:

а – (113) в ГЦК и (112) в ОЦК; б – (113) в ГЦК и (013) в ОЦК; КS, NW, GT, В – соотношения Курдюмова–Закса, Нишиямы–Вассермана, Гренингера–Трояно, Бейна соответственно

граммах) либо при понижении температуры азотирования стали 38ХМЮА до 500 °С, либо при азотировании безуглеродистого сплава Fe-4 % Сг при 540 °С. В данном случае в зависимости от температуры азотирования или присутствия легирующих элементов реализуется тот или иной вариант двойникования ОЦК-структуры. При деформации ОЦК-металлов плоскость двойникования обычно {112}, однако в ниобии наблюдали двойникование по плоскости (013) [5].

В тригональной призме углерод с атомным диаметром, соответствующим структуре алмаза (154 пм), размещается свободно, именно поэтому показанная на рис. 2 трехшапочная призма является не только структурным элементом цементита Fe₃C (Fasiska E.J., Jeffrey G.A. On the Cementite Structure // Acta Cryst. 1965. V. 19. P. 463–471). Таким образом, в случае азотирования будет естественным, что растворенный азот переместится в призматические пустоты.

Для стали 38ХМЮА (и вообще хромистой стали) растворенные атомы хрома будут скапливаться в области двойникового слоя, постепенно заселят большинство вершин тригональных призм. После раздвойникования призмы превратятся в октаэдры, заселеные азотом, так появится ГЦК-структура, в которой все октаэдрические пустоты будут заселены азотом, а вершины октаэдров — хромом, т.е. образуется структура *B*1. Эта структура зарождается на двойниковых слоях, поэтому исходная форма нитридных наночастиц — тонкие пластины (толщиной 2...10 нм).

Дополнительным подтверждением такого механизма является наблюдение С.А. Герасимовым [6] перлитоподобной наноструктуры при образовании нитрида хрома в результате азотирования стали

38ХМЮА. Перлит — естественное следствие предложенного в [3, 4] механизма — пакет двойниковых слоев благодаря призмам поглощает углерод (азот), соседние слои становятся безуглеродистыми (безазотистыми), поэтому раздвойниковываются в феррит. Атомы примеси внедрения стабилизируют призму, пустая призма стремится трансформироваться в октаэдр, как более симметричную фигуру.

Приведенные выше данные применимы к жаропрочным никелевым сплавам за исключением, что здесь нет стадии полиморфного превращения, так как у никеля нет полиморфизма. Превращение пойдет в последовательности ГЦК—никелевый раствор — ГЦК—нитрид титана со структурой каменной соли через промежуточную икосаэдрическую конфигурацию (рис. 4, *a*), как это было показано в работах [7, 8] для превращения в титане или цирконии. Икосаэдры генерируются из кубооктаэдров ГЦК-структуры (см. рис. 2). Кластер на рис. 4 содержит 11 атомов и 11 тетраэдров и является пересечением трех икосаэдров вокруг оси симметрии 3-го порядка.



Рис. 4. Три 11-атомных кластера, взаимно переходящие друг в друга:

а — тетраэдрический кластер с симметрией D_{3h} , образованный пересечением трех икосаэдров относительно тройной оси (ребро 1–3); б — трехшапочная тригональная призма, представляющая собой элемент структуры двойников {113} ГЦК, {112} ОЦК, {013} ОЦК, а также структуры цементита Fe₃C; в — дефект упаковки в ГЦК-решетке или двойник {111} ГЦК

На рис. 4 приведены также различные варианты кластеров, генерируемых из исходного кластера переброской диагоналей ромбов (в работах [9–11] введена переброска диагоналей ромбов в качестве элементарного акта любого структурного превращения и дано математическое обоснование такого описания полиморфного и подобных превращений).

В нумерации вершин на рис. 4 символ Х означает 10. Например, если диагональ 1-5 ромба 1-2-5-7 удалить и вместо нее вставить диагональ 2-7, затем эту операцию выполнить для эквивалентных диагоналей 1-9 и 1-4, т.е. заменить их соответственно на 7-X, Х-2, затем все симметрично повторить для диагоналей 3-5, 3-9, 3-4 (они связаны с первыми тремя диагоналями плоскостью симметрии, проходящей через грань 4-5-9), получим при том же числе вершин трехшапочную тригональную призму (см. рис. 4, б). В ней свободно разместится атом азота, и после диффузионного притока атомов титана к цепочке полученных тригональных призм (т.е. к двойнику ГЦК-структуры по {113}), цепочка призм трансформируется в двойник ГЦК-решетки по плоскости {111} (см. рис. 4, в). Для этого надо ребро 2-0 тригональной призмы заменить ребром 5-4, 7-6 ребром 5-9 и Х-8 ребром 4-9.

По этому же механизму можно менять ориентировку кристалла: если в тригональной призме на рис. 4, δ перебросить лишь одно из трех вертикальных ребер, вся конфигурация трехшапочной призмы сохранится, но ось симметрии третьего порядка призмы (нормальная ее треугольным граням) повернется на 90°. Таким образом, после образования в процессе кристаллизации карбида (или карбонитрида) титана часть объема окружающей ГЦК-матрицы будет содержать дефекты упаковки разной ориентировки, которые и дадут начало образованию кристаллитов произвольной ориентации. Подтверждение такому механизму приведено в работах [4, 12], где показано, что после циклов неполного изотермического превращения аустенит—перлит или перлит—аустенит в стали 120Г4 остаточный аустенит всегда двойникован.

Выше было отмечено, что в плавках монокристаллической заготовки с большим числом кристаллитов произвольной ориентировки при повышенном содержании азота в металле, карбидная фаза представлена мелкими полиэдрическими частицами карбида Me₆C, а не MeC. Это также хорошо согласуется с предлагаемой моделью, так как кристаллическая структура этого карбида сложена из пересекающихся икосаэдров, т.е. из 11-атомных тетраэдрических кластеров (см. рис. 4). Появление карбида этого типа – не причина, а свидетельство развитого двойникования в ГЦК-матрице, вызванного присутствием азота и углерода.

Выводы

1. Предложена модель образования кристаллитов произвольной ориентировки в монокристаллической заготовке никелевого жаропрочного сплава при повышенном содержании в нем азота. Модель основана на механизме двойникования—раздвойникования, предложенного ранее для мартенситного и перлитного превращений в сталях.

2. Модель подтверждена кристаллогеометрическими характеристиками образования карбида хрома со структурой каменной соли при азотировании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикунов М.В., Сидоров Е.В. О получении литых заготовок с монокристаллической дендритной структурой из сплавов на основе твердых растворов // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. № 3. С. 69.

2. Исследование тонкой структуры азотированных сталей / А.В. Гаврилова, С.А. Герасимов, Г.Ф. Косолапов, Ю.Д. Тяпкин // Металловедение и термическая обработка металлов. 1973. № 3. С. 14–20.

3. **Крапошин В.С., Сильченков А.Д.** Кристаллографический механизм перлитного превращения в системе железо–углерод // Проблемы черной металлургии и металловедения. 2009. № 2. С. 55–64.

4. **Microtwinning** as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations / V. Kraposhin, I. Jakovleva, L. Karkina, G. Nuzhny, T. Zubkova, A. Talis // Journal of Alloys and Compounds. 2011.

5. Atomic structure of the (310) twin in niobium: Experimental determination and comparison with theoretical predictions / G.H. Campbell, S.M. Foiles, P. Gumbsch, M. Rühle, W.E. King // Phys. Rev. Letters. 1993. V. 70. P. 449–452.

6. **Герасимов С.А.** Научные основы разработки и технологических процессов азотирования конструкционных легированных сталей, обеспечивающих повышение

работоспособности изнашивающихся сопряжений машин: дис. ... д-ра техн. наук. М., 1997.

7. **Крапошин В.С., Талис А.Л., Ван Яньцзин.** Геометрическая модель полиморфных превращений в титане и цирконии // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 9. С. 8–16.

8. **Kraposhin V.S., Talis A.L., Wang Y.J.** Description of polymorphic transformations of Ti and Zr in the framework of the algebraic geometry // Materials Science and Engineering A. 2006. V. 438–440. P. 85–89.

9. Крапошин В.С., Талис А.Л., Панкова М.Н. Политопный топологический подход к описанию мартенситного превращения // Металловедение и термическая обработка металлов. 1999. № 8. С. 23–28.

10. **Kraposhin V.S., Talis A.L., Dubois J.-M.** Structural realization of the polytope approach for the geometrical description of the transition of a quasicrystal into a crystalline

phase // J. Phys.: condens. Matter. 2002. V. 14. P. 8987–8996.

11. **Kraposhin V.S., Pankova M.N., Talis A.L., Freiman Yu.A.** An application of a polytope (4D-polyhedron) concept for the description of polymorphic transitions: iron martensite and solid oxygen // J.Phys. IV France. 2003. 112. P. 119–122.

12. Электронно-микроскопическое исследование микродвойников аустенита и их влияние на кристаллографические особенности перлитного превращения / И.Л. Яковлева, Л.Е. Карькина, И.Г. Кабанова, В.М. Счастливцев, Т.А. Зубкова //Изв. РАН. Физика. 2010. Т. 74. С. 1599–1605.

Дмитрий Евгеньевич Каблов; Валентин Сидорович Крапошин, д-р техн. наук, kraposhin@gmail.com; Сергей Александрович Герасимов, д-р техн. наук

. . .

УДК 539.4.013.3:669

В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов

(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Связь параметров сопротивления усталости ряда конструкционных материалов с изменением частоты циклического нагружения

Рассмотрено влияние частоты изменяющихся циклов нагружения на структуру сталей и титановых сплавов. Приведены кривые усталости и микроструктуры, полученные при циклических нагружениях.

Ключевые слова: частота циклов нагружения; сопротивление усталости; микроструктура; повреждае-мость поверхности.

The influence of frequency of changing loading cycles on structure of steels and titanium alloys is considered. Woeler curves and microstructures received during cyclic loadings are shown.

Keywords: frequency of loading cycles; fatigue strength; microstructure; surface damaging.

Проблема разрушения деталей машин при многократной повторяющейся нагрузке, для которой наряду с величиной нагрузки решающее значение имеют ее частота и число циклов нагружения, известна с начала развития промышленного машиностроения в XIX в.

Большинство деталей из конструкционных металлических материалов, применяемых в машиностроении, агрегатостроении и авиастроении, работают в условиях циклических знакопеременных нагрузок или напряжений. Опасность их разрушения при воздействии различных факторов особенно остро возникла в настоящее время, так как увеличились нагрузки, скорости и частоты современной техники, появились новые материалы.

В опубликованных работах чаще всего исследованы области высоких частот и тех частот, при которых

происходит вибрация деталей самолетов и других машин. Однако очень часто, особенно в химическом и металлургическом машиностроении, детали и конструкции типа колонной аппаратуры, станин прокатных станов, предохранительных мембран подвергаются нагрузкам с очень низкой частотой. Другая группа оборудования типа теплообменной аппаратуры компрессоров работает в области малоизученных частот от 1,7 до 5 Гц.

Обычно при расчетах запасов прочности по усталости (действительных запасов прочности) предел выносливости материала, определенный, как правило, при вращении изогнутого образца на стандартной базе испытаний 10⁶ циклов при частоте приложения нагрузки не менее 50 Гц и выше (до 166,7 Гц), выбирают из справочных данных. Следовательно, надо вводить поправочный коэффициент на влияние частоты



Рис. 2. Кривые усталости стали 12Х18Н12Т при 20 °С и частоте циклов, Гц: 1 – 46,7; 2 – 100; 3 – 233,3



Рис. 1. Кривые усталости стали 40Х при 20 °С и частоте циклов, Гц:

1 — 2; 2 — 2,7; 3 — 100. Деформация изгиба вращающегося образца

циклов при расчетах запасов прочности. Этим также доказывается необходимость проведения исследований сопротивления усталости материалов в области низких частот, т.е. в интервале от долей до 5 Гц, что требует проведения испытаний тех же материалов при стандартных частотах и на стандартной базе испытаний по числу циклов.

Цель работы — определение закономерностей изменения показателей сопротивления усталости конструкционных металлических материалов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения.

Частота циклов ω неоднозначно влияет на показатели сопротивления усталости [1–3]. Изменение частоты циклических напряжений приводит к изменению скорости деформации, а при нагружении образца сначала деформируется его поверхностный слой. Деформация поверхностного слоя называется поверхностными эффектами, которые являются следствием физических процессов, происходящих в слое с аномальными свойствами. В статье основное внимание уделено исследованию изменений микро- и субмикроструктур в процессе циклического нагружения.

Исследователи связывают механизм усталости с развитием поперечного скольжения расщепленных дислокаций, энергия активации U которого обратна энергии дефекта упаковки $\gamma/U \approx 1/\gamma$. Поперечное скольжение проявляется в структуре металла в виде широких полос скольжения. Интенсивность образования полос скольжения является мерой поверхностной активности металла.

За показатели сопротивления усталости приняты: наклон левой ветви кривой

Рис. 3. Микроструктура стали 12X18H12T после испытаний на усталость при 20 °C (×500):

 $a - \sigma = 419$ МПа; $N = 5,3 \cdot 10^4$ циклов; $\omega = 46,7$ Гц;

 $\delta - \sigma = 224$ МПа; $N = 1,9 \cdot 10^5$ циклов; $\omega = 100$ Гц;

 $e - \sigma = 290$ МПа; $N = 7.10^3$ циклов; $\omega = 233,3$ Гц

Заготовительные производства в машиностроении № 7, 2012

Рис. 4. Кривые усталости сталей 40 (1-3) и 45 о, МПа (4-6) при 20 °С и частоте циклов, Гц: 800 1-2; 2-2,7; 3, 4-46,7; 5-100; 6-233,3 700

усталости в координатах $\lg \sigma - \lg N(\lg \alpha_w)$ и повреждаемость поверхности Φ [1, 2]. На интенсивность процесса усталости, проходящего в конструкционном материале, сильно влияет наклон показателя сопротивления усталости $\lg \alpha_w$. В то же время параметр $\lg \alpha_w$ коррелирует с образованием полос скольжения, возникающих на поверхности Φ материала при циклических нагрузках.

Испытания стали 40Х при трех значениях частоты циклического нагружения показали увеличение циклической прочности с ростом ω (рис. 1, где K – коэффициент корреляции). При $\omega = 2$ Гц в области малых значений N она имеет более высокую циклическую прочность, чем при $\omega = 2,7$ Гц, однако за счет более крутого наклона кривая опускается ниже и при $N = 10^6$ циклов видна заметная разница в величинах ограниченных циклов усталости.

У стали 12Х18Н12Т наблюдается четкое разграничение кривых усталости, полученных в результате испытаний при различных частотах нагружения (рис. 2), однако слишком большой разницы в параметрах циклической прочности при изменении от 46,7 до 233,3 Гц нет. Кривые усталости располагаются практически параллельно, с увеличением частоты нагружения циклическая прочность уменьшается.

Исследование изменений структуры показало, что при $\omega = 46,7$ Гц полосы скольжения не наблюдаются, при довольно больших значениях долговечности (рис. 3, *a*), наоборот, с увеличением частоты приложения нагрузки начинают наблюдаться изменения в структуре: при $\omega = 100$ Гц видны незначительные полосы скольжения (рис. 3, *б*), а при $\omega = 233,3$ Гц они начинают появляться довольно рано (рис. 3, *в*). Следует отметить, что в первом случае уровень напряжений в 2 раза больше, чем во втором и в 1,5 раза выше, чем в третьем. Полосы скольжения исключительно прямолинейны и не развиты.

У сталей 40 и 45, испытанных при различных частотах приложения нагрузки, в отличие от стали 45Х, с ростом ω наблюдается снижение циклической прочности (рис. 4). Экспериментальные точки, полученные в результате испытания стали 45, укладываются на одну общую довольно широкую полосу разброса, ограниченную сверху кривой усталости, построенной при $\omega = 46,7$ Гц, а снизу – кривой усталости при $\omega = 233,3$ Гц. Наклон tg α_w сохраняется постоянным. Разницы в микроструктурах, полученных при различных частотах, не наблюдается (рис. 5). Сталь 40 имеет





Рис. 5. Микроструктура стали 45 после испытаний на усталость при 20 °C (×800):

 $a - \sigma = 330$ МПа; $N = 7,2 \cdot 10^4$ циклов; $\omega = 46,7$ Гц; $\delta - \sigma = 250$ МПа; $N = 3,6 \cdot 10^4$ циклов; $\omega = 100$ Гц

примерно одинаковую циклическую прочность при $\omega = 2$ и 2,7 Гц, другие кривые усталости имеют четкую ориентацию (см. рис. 4). Наклон tg α_w с изменением частоты меняется.

Уравнения кривых усталости и характеристики высокопрочных сплавов, полученные в работе [2], приведены в табл. 1. Для стали 30ХГСН2А с увеличением сопротивления усталости возрастает частота циклов приложения нагрузки, что видно из табл. 1 при одинаковых пределах прочности. При самой высокой частоте ($\omega = 50$ Гц) получается очень низкий наклон кривой усталости (tg $\alpha_w = 0,08723$) (см. табл. 1), предел прочности при этом тоже выше, чем в предыдущих случаях. Однако однозначной связи между пределом прочности и сопротивлением усталости нет.

| Сплав | Сплав Уравнения кривых усталости | | Предел прочности, МПа |
|------------------|--------------------------------------|------|--------------------------|
| | lg σ = 4,0779 – 0,3010 lg N | 0,17 | 1800 |
| | $\lg \sigma = 3,9821 - 0,3010 \lg N$ | 0,17 | 1280 |
| 30ХГСН2А | lg σ = 3,9239 – 0,2552 lg N | 40 | 1800 |
| | $\lg \sigma = 3,7682 - 0,466 \lg N$ | 40 | 1280 |
| | lg σ = 3,3432 – 0,08723 lg N | 50 | 1500 |
| | $\lg \sigma = 3,8171 - 0,2430 \lg N$ | 25 | 1250 |
| Х15Н5Д21 (ВНС-2) | lg σ = 3,4353 – 0,1358 lg N | 46,7 | 1250 |
| 0.7.4 | lg σ = 3,8699 – 0,2684 lg N | 25 | 500 |
| 014 | $\lg \sigma = 3,5154 - 0,2041 \lg N$ | 4,7 | 792 |
| | lg σ = 3,5866 – 0,2219 lg N | 37 | 722 |
| 014-1 | $\lg \sigma = 3,2607 - 0,1461 \lg N$ | 1 | 722 |

1. Уравнения кривых усталости и характеристики сплавов при температуре испытаний 20 °C

Сталь X15H5Д2Т (BHC-2) имеет результаты, аналогичные как и для стали 30ХГСН2А (см. табл. 1). Сплавы ОТ4 и ОТ4-1 в сравнении с X15H5Д2Т и 30ХГСН2А имеют противоположные результаты, т.е. с увеличением ω сопротивление усталости уменьшается, наклон tg α_w растет (см. табл. 1) [2].

Анализ экспериментальных данных позволил получить численные значения различных параметров, связных с изменением частоты циклов нагружения. Эти данные представлены в табл. 2. Значения напряжений $\sigma_{N=10^6}$ в некоторых случаях условные, т.е. они получены путем продолжения левой ветви кривой усталости до пересечения с ординатой долговечности $N = 10^6$ циклов (см., например, рис. 1, кривые *I*, *2*). В случае, когда излом кривой усталости соответствует долговечно-

2. Параметры сопротивления усталости с изменением частоты циклического нагружения и пределом прочности материала

| Материал Частота Показат циклов ω, Гц усталости | | Показатель сопротивления усталости tg α_w | Напряжение, соответствующее долговечности $N = 10^6$ циклов $\sigma_{N=10^6}$, МПа | Предел прочности σ _в , МПа | $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_{\rm B}}$ | | | |
|--|------------|--|---|---|---|--|--|--|
| | | Первая | я группа материалов | | | | | |
| 4032 | 2,0 | 0,2655 | 115* | 020 | 0,128 | | | |
| 40X | 2,7 | 0,3293 | 105 | 920 | 0,117 | | | |
| | 2,0 | 0,0877 | $\frac{500}{540^{**}}$ | | $\frac{0,640}{0,700}$ | | | |
| 40 | 2,7 0,1311 | | $\frac{415}{480}$ | 780 | $\frac{0,530}{0,610}$ | | | |
| | 46,7 | 0,1600 | 250 | | 0,320 | | | |
| | 46,7 | 0,1444 | 270 | | 0,300 | | | |
| 45 | 100,0 | 0,1473 | $\frac{170}{230}$ | 900 | $\frac{0,190}{0,250}$ | | | |
| 0.7.4 | 25,0 | 0,2684 | 280 | 502 | 0,350 | | | |
| 014 | 4,7 | 0,2041 | 295 | 792 | 0,370 | | | |
| 074.1 | 37,0 | 0,2219 | 240 | 722 | 0,230 | | | |
| 014-1 | 1,0 0,1461 | | 240 | 122 | 0,230 | | | |
| Вторая группа материалов | | | | | | | | |
| | 0,2 | 0,3521 | 115 | | 0,082 | | | |
| Х15Н5Л ЭТ | 25,0 | 0,2430 | 230 | 1400 | 0,164 | | | |
| лізпэд21 | 46,7 | 0,1358 | $\frac{400}{435}$ | 1400 | $\frac{0,286}{0,310}$ | | | |

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

| Материал Частота циклов ω, Гц | | Показатель сопротивления усталости tg α_w | Напряжение, соответствующее долговечности $N = 10^6$ циклов $\sigma_{N=10^6}$, МПа | Предел прочности σ _в , МПа | $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_{\rm B}}$ |
|----------------------------------|--------------|--|---|---|---|
| | 0.17 | 0.2010 | 275 | 1800 | 0,153 |
| | 0,17 | 0,3010 | 235 | 1280 | 0,180 |
| 30ХГСН2А | 40,0 | 0,2552 | 265 | 1800 | 0,147 |
| | | 0,2466 | 200 | 1280 | 0,156 |
| | 50,0 | 0,08723 | 635 | 1500 | 0,420 |
| | 46,7 | 0,1118 | 270 | | 0,300 |
| 12X18H12T | 100,0 0,1085 | | 235 | 900 | 0,260 |
| | 233,3 | 0,1192 | 190 | | 0,210 |

^{*} Значение напряжения, отсекаемого левой ветвью кривой усталости или продолжением ее до пересечения с ординатой, соответствующей $N = 10^6$ циклов.

^{**} Число в знаменателе получено путем условного пересечения левой ветви кривой усталости с ординатой долговечности $N = 10^6$ циклов.

сти $N < 10^6$ циклов, например, кривые 1, 2, 5 на рис. 4, в табл. 2 приведены два числа.

В ряде случаев частота циклов нагружения существенно влияет на показатели сопротивления усталости. Установлено, что у второй группы материалов (см. табл. 2) увеличение частоты циклов нагружения и смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению параметра tg α_w , т.е. к повышению сопротивления усталости. Это связано с возрастанием упрочняемости материала поверхностных слоев образцов (деталей), что снижает усталостную повреждаемость поверхности. Однако необходимо учитывать, что параметр tg α_w напрямую связан с повреждаемостью поверхности Φ , и в обеих группах материалов рост показателя Φ приводит к увеличению tg α_w (рис. 6).





Согласно полученным результатам, все испытанные материалы первой группы (см. табл. 2) показали увеличение параметра tg α_w , т.е. уменьшение сопротивления усталости с ростом частоты циклов нагружения ω , а материалы второй группы наоборот — уменьшение tg α_w и повышение сопротивления усталости с увеличением ω .

Установлено неоднозначное влияние частоты циклического нагружения на показатели сопротивления усталости tg α_w и Φ , а следовательно, и на предел выносливости, но во всех случаях tg α_w тем больше, чем больше повреждаемость поверхности Φ конструкционных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шетулов Д.И. Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов // Изв. Академии наук. Металлы. 1991. № 5. С. 160.

2. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 2. С. 33–36.

3. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Изменения показателей сопротивления усталости некоторых чистых металлов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2010. № 3. С. 40–45.

Владимир Викторович Мыльников, канд. техн. наук, mrmylnikov@mail.ru;

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук; Дмитрий Иванович Шетулов, д-р техн. наук ИНФОРМАЦИЯ

УДК 669.2.018.674

Е.В. Кузьмина, В.Л. Бушуев (ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов"), Л.М. Железняк, Е.А. Латыпова (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина)

Разработка технологии производства профилей для машиностроения из свинцовых латуней

Проведен статистический анализ механических свойств прутков из свинцовых латуней российских марок, на основании которого установлено их соответствие зарубежным маркам. Разработан и реализован в промышленных условиях технологический регламент производства указанных профилей.

Ключевые слова: холоднотянутые профили; свинцовые латуни; зарубежный потребитель; статистический анализ механических свойств; разработка технологического регламента; промышленный выпуск профилей.

Statistical analisys of mechanical properties of leaded brass rods is made to implement contract with foreign partner. Established correspondence of russian leaded brass grades with foreign grades. Technological schedule for leaded brass rods are developed and realized in industry.

Keywords: cold-drawn profiles; leaded brasses; foreign consumer; statistic analisys of mechanical properties; development of technological practices; commercialization.

Известно, что с позиции эксплуатационных свойств свинцовые латуни имеют следующие преимущества:

– отличная обрабатываемость резанием, поскольку, во-первых, они допускают обработку на высокой скорости; во-вторых, образуется легко удаляемая сыпучая мелкодисперсная стружка, что особенно важно при обработке на станках-автоматах; в-третьих, эти факторы способствуют получению высокого качества поверхности обрабатываемых деталей и повышению стойкости режущего инструмента;

- высокая коррозионная стойкость;

- хорошие антифрикционные свойства.

Данные преимущества свинцовых латуней позволяют эффективно их применять в точном приборостроении, в часовой отрасли, а также для деталей машин, механизмов и устройств, для которых важным условием работы является пониженное трение [1, 2].

Однако нередко возникает ситуация, требующая корректировки химического состава сплавов и получения иного, отличающегося от стандартного уровня механических свойств изделий из них, чтобы отвечать требованиям технических условий конкретного предприятия-потребителя, т.е. появляется необходимость разработки нового технологического регламента. В качестве примера далее рассмотрена организация в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" (ОАО "КУЗОЦМ") производства фасонных

профилей из свинцовых латуней по заказу одной из фирм дальнего зарубежья.

Была проведена соответствующая технологическая проработка поставленной задачи применительно к ТУ страны-заказчика. В соответствии с этим нормативным документом поверхность готовых профилей должна быть светлой, блестящей, без рисок, механических повреждений и царапин. Продольная кривизна профилей не должна превышать 1 мм на 1 м длины. Механические свойства необходимо выдерживать в следующих интервалах: $\sigma_{\rm B} = 430...500 \text{ МПа}; \delta_5 \geq$ $\geq 15...19$ %; $\delta_{10} \geq 12...16$ %; HB $\geq 1200...1250$ MПa. Coгласно ТУ исходные профили, предназначенные для изготовления деталей устройств, должны быть выполнены из свинцовых латуней марок CuZn39Pb2 или CuZn39Pb3 по DIN; их химический состав приведен в табл. 1. Для сравнения в табл. 1 приведен также химический состав российских марок свинцовых латуней ЛС59–1, ЛС58–2 и ЛС63–3, близких к зарубежным.

Согласно данным [2], прочностные свойства свинцовых латуней, в частности временное сопротивление разрыву $\sigma_{\rm B}$ и твердость по Бринеллю HB, несколько ниже по сравнению с простыми (двойными) латунями при эквивалентном содержании меди, причем с ростом содержания свинца это различие возрастает, но это обстоятельство не мешает успешному использованию свинцовых латуней в качестве сплава для деталей в со-

| | ГОСТ или ТУ | Содержание элементов, % | | | | | | Всего | | | |
|-----------|-----------------|-------------------------|--------|---------|----------|---------|-------|---------|------|-------|---------------------|
| Сплав | | ГОСТ или ТУ Си | DI | Fe | Mn | Ni | Sb | Sn | Р | Bi | примесей, %, |
| | | | Pb | | не более | | | | | | не более |
| CuZn39Pb2 | - | 5759 | 1,52,5 | 0,4 | 0,1 | 0,3 | 0,01 | 0,2 | _ | _ | 1,0 (кроме Ni) |
| CuZn39Pb3 | _ | 5759 | 2,53,3 | 0,5 | 0,3 | 0,5 | 0,02 | 0,4 | _ | _ | 1,0 (кроме Ni и Fe) |
| ЛС59—1 | ГОСТ 15527-2004 | 5760 | 0,81,9 | 0,5 | _ | 1,0 | 0,01 | 0,5 | 0,02 | 0,003 | 0,75 (кроме Ni) |
| | ТУ 48-21-645-79 | 57,558,5 | 2,12,5 | 0,10,25 | _ | 0,10,25 | 0,01 | 0,10,2 | 0,02 | 0,003 | 0,5 |
| JIC58-2 | ТУ 48-21-703-80 | 5759 | 2,03,0 | 0,050,3 | _ | 0,050,3 | 0,01 | 0,050,2 | 0,02 | _ | 0,5 |
| ЛС63—3 | ГОСТ 15527-2004 | 6265 | 2,43,0 | 0,1 | _ | 0,5 | 0,005 | 0,1 | 0,01 | 0,002 | 0,25 (кроме Ni) |

1. Химический состав сплавов страны-заказчика и выпускаемых ОАО "КУЗОЦМ"

ставе различных машин, механизмов и приборов, а также в бытовых устройствах. Пластические характеристики, например относительное удлинение δ , с повышением концентрации свинца также проявляют тенденцию к снижению, что, однако, не препятствует холодной обработке давлением свинцовых латуней при содержании в них свинца до 3...3,3 % мас.

Из анализа технологических свойств следует вывод, что слитки латуней марок ЛС58-2 и ЛС63-3, относящихся к α-латуням, вследствие значительного снижения пластичности из-за включений нерастворимого свинца, не могут быть подвержены горячей прокатке, и заготовки под волочение получают, как правило, горячим прессованием на горизонтальном гидравлическом прессе слитков полунепрерывного литья в условиях явно выраженной благоприятной схемы напряженного состояния с преобладанием сжимающих напряжений. В отличие от горячей холодную обработку давлением α-латуни выдерживают беспроблемно. Латунь ЛС59-1 по своему химическому составу относится к ($\alpha + \beta$)-латуням и поэтому отлично обрабатывается способами горячей ОМД; уровень холодной обрабатываемости давлением латуни этой марки, в частности волочением, удовлетворительный.

Химический состав латуней, используемых в многолетней практике ОАО "КУЗОЦМ" при производстве прутков и проволоки, не полностью совпадает с составом сплавов зарубежного партнера (см. табл. 1). Возникла необходимость составления надлежащей шихтовки с целью обеспечить получение механических свойств профилей, отвечающих требованиям нормативного документа заказчика, но при сохранении традиционных для завода марок латуней. Дополнительно следовало также установить соответствующие режимы деформационной и термической обработки металла.

Согласно данным, приведенным в табл. 1, химическому составу сплава CuZn39Pb2 наиболее близко соответствует латунь ЛС58–2; можно также рекомендовать и латунь ЛС59–1 с содержанием свинца вблизи верхней границы интервала. Сплаву CuZn39Pb3 соответствует латунь ЛС63–3, а также латунь ЛС58–2 с концентрацией свинца на уровне верхней границы интервала. Таким образом, сформулированная выше цель представляется вполне достижимой, однако для ее реализации потребовалось бы проведение трудоемких и дорогостоящих производственных экспериментов, а также немалые затраты времени.

С учетом сложившейся ситуации могут быть полезными сведения, интегрированные в технической библиографии, если их массива будет достаточно для проведения статистического анализа. Для ускоренного получения базовых данных в качестве исходной информации использовали систематизированные материалы, приведенные в справочнике [1], несмотря на то что они относятся к пруткам сравнительно малого сечения и не содержат конкретных сведений о влиянии фактического химического состава на механические свойства сплавов.

Путем предварительного анализа было установлено, что для сплавов в интервале от ЛС59–1 до ЛС74–4 при относительной степени деформации отожженных заготовок, не превышающей 20 %, соответствующие уравнения регресии могут быть записаны в следующем виде:

$$\sigma_{\rm B} = \sigma_{\rm B0} + K_0 \varepsilon;$$

$$\delta = 1 / (1 / \delta_0 + K_1 \varepsilon);$$

$$HB = HB_0 + \varepsilon / (K_2 + K_3 \varepsilon),$$

где $\sigma_{\rm B0}$ — исходное значение $\sigma_{\rm B}$, МПа; $\varepsilon = [(F_0 - F_1)/F_0] \cdot 100 \%$ — степень деформации при волочении, %; F_0 и F_1 — начальная и конечная площади сечения прутка; HB₀ — исходное значение HB, МПа; K_i — стехиометрические коэффициенты, отражающие влияние степени деформации на механические характеристики полуфабрикатов, МПа⁻¹.

Необходимо получить зависимость

$$\{\sigma_{B0}; \delta_0; HB_0; K_i\} = A_i + B_j Cu + C_j Pb,$$

где A_j , B_j , C_j – коэффициенты, отражающие влияние химического состава на механические свойства сплавов.

Обработку исходных данных провели с использованием метода наименьших квадратов. При проведении расчетов была установлена взаимосвязь между механическими характеристиками сплавов и концен-

| п | Степень деформации при волочении є, % | | | | | |
|----------------------|---------------------------------------|------|------|--|--|--|
| Параметр | 0 | 10 | 20 | | | |
| σ _в , МПа | 381 | 428 | 474 | | | |
| δ, % | 44,6 | 28,9 | 21,4 | | | |
| НВ, МПа | 964 | 1148 | 1300 | | | |

2. Расчетные механические свойства сплава с содержнием 59 % Си, 1,6 % Рb, 0,75 % Fe

трацией некоторых примесных элементов: содержание в латунях железа влияет настолько значимо, что его следует обязательно учитывать в расчетах. Таким образом, были получены следующие зависимости:

 $\sigma_{B0} = -121,4 + 2,61Cu - 5,68Pb + 61,91Fe;$

 $K_0 = 297,6 - 3,46$ Cu - 3,64Pb - 161,06Fe;

 $\delta_0 = 1 / (-0.15 + 0.0028$ Cu - 0.0044Pb + 0.0556Fe);

 $K_1 = -2,17 + 0,0397$ Cu -0,1003Pb + 0,4497Fe;

 $HB_0 = -417,8 + 7,93Cu - 6,39Pb + 225,21Fe;$

 $K_2 = -0.0263 + 0.00042$ Cu + 0.00096Pb + 0.01989Fe;

 $K_3 = 0.0805 - 0.00117$ Cu + 0.00097Pb - 0.0303Fe.

Расчеты по приведенным выше равенствам позволили сделать вывод, что с ростом в сплавах содержания меди и железа временное сопротивление разрыву $\sigma_{\rm B}$ и твердость по Бринеллю НВ повышаются, а относительное удлинение δ уменьшается. С увеличением содержания свинца в изучаемых латунях $\sigma_{\rm B}$ и НВ снижаются, а δ возрастает. Эти результаты совпадают с данными [1, 2].

На основании сопоставления полученных расчетных данных с требованиями потребителя к механическим свойствам можно сделать вывод, что рассматриваемые профили, для получения которых согласно ТУ зарубежного заказчика предназначен сплав CuZn39Pb2, могут быть изготовлены из латуни ЛС59—1 с содержанием меди на верхней границе интервала, а свинца — на уровне 1,5...1,6 % мас. (табл. 2). Чтобы обеспечить получение регламентированной кривизны профилей и избежать операции их правки, при чистовом волочении они должны быть продеформированы с относительным обжатием не более 15 %.

Исследования, проведенные в ОАО "КУЗОЦМ", подтвердили технологическую и экономическую целесообразность изложенного выше подхода; механические свойства полученных профилей из латуни ЛС59-1 (при содержании свинца 1,5...1,6 %) следующие: $\sigma_{\rm B}$ = 468...510 МПа; δ_{10} = 12...22 %; HB = = 1230...1650 МПа. Это позволило разработать технологический регламент и использовать его при организации производства профилей из свинцовых латуней в соответствии с требованиями ТУ зарубежного потребителя. Подобный подход к решению конкретной производственной задачи является перспективным как один из методов «быстрого реагирования» в случае необходимости освоения производства полуфабрикатов, отличающихся от традиционно выпускаемых заводом по уровню механических свойств, химическому составу и другим характеристикам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1974. 488 с.

2. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.

> Елена Васильевна Кузьмина; Василий Леонидович Бушуев; Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук, omd@mtf.ustu.ru; Евгения Александровна Латыпова

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 10.05.2012 г. Подписано в печать 03.07.2012 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,01. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение". Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, г. Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.