ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 12 декабрь 2007

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

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

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

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Покровский Ю.К., Пызин С.В., Ерохина В.И., Лебедев А.В., Богданов Р.А. Управление структурой высококачественных чугунов с пластинчатым графитом в крупногабаритных отливках . . . 3
Кимстач Г.М. Синтетический чугун . . . 7
Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Ерёмин А.Е. Влияние металлургической чистоты никелевого сплава на свойства отливок, полученных литейными электрошлаковыми технологиями . . . 15
Феклистов С.И. Оценка структурного состава сварных соединений коррозионно-стойких сталей с помощью статистического термодинамического анализа . . . 18
Крайнев А.Ф. Техника литейного производства (в историческом и логическом развитии) (2-я и 3-я полосы обложки)

Кузнечно-штамповочное производство

Леванов А.Н. Совершенствование процессов обработки металлов давлением на основе использования активного действия сил контактного трения . . . 24
Семёнов И.Е., Иванов А.В. Сравнение аналитических и численных методов расчета технологических параметров процесса обратного выдавливания коробчатых деталей . . . 29
Плаксин А.В., Каплунов Б.Г. Ресурсосберегающая технология штамповки фланцев . . . 36
Ефимов Н.А., Ефимов Е.А. Плоскостность листовых деталей, штампуемых полиуретаном в открытом объеме . . . 41

Прокатно-волочильное производство

Коваль Г.И., Дрёмин В.Г., Плюснина Т.Г. Технологии и оборудование для малотоннажного производства сортового проката . . . 45

Материаловедение и новые материалы

Тарасов А.Н., Панфилов В.А., Павловский Н.Р. Технология вакуумной закалки специального инструмента и оснастки в электроприборостроении . . . 47

Информация

Богданов Э.Ф. О штамповке с упорами поковок на кривошипных горячештамповочных прессах . . . 52

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

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

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

© ОАО "Издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ", "Заготовительные производства в машиностроении", 2007

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 12 December 2007

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

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

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

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

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Pokrovsky Yu.K., Pyzin S.V., Erokhina V.I., Lebedev A.V., Bogdanov R.A. Control of structure of the high-quality irons with flake graphite in large capacity castings 3
Kimstach G.M. Synthetic iron 7
Eremin E.N., Filippov Yu.O., Eremin A.E. Influence of metallurgical purity of the nickel alloy on the properties of castings obtained by electroslag casting process. 15
Feklistov S.I. Estimation of structure compound of the welded joints of rust-resisting steels by statistic thermodynamic analysis 18
Krainev A.F. Technique of casting production (in historical and logical evolution) (2-nd and 3-d pages of cover)

Forging and Stamping Productions

Levanov A.N. Perfectioning of the processes of working metals by pressure on the base of using the active acting of the contact friction forces 24
Semenov I.E., Ivanov A.V. Comparison of analytical and numerical methods of technological parameters calculation of the box bodies backward extrusion processes 29
Plaksin A.V., Kaplunov B.G. Resource saving technology of flanges forging 36
Efimov N.A., Efimov E.A. Flatness of sheet details stamped by polyurethane in open volume 41

Rolling and Drawing Productions

Koval G.I., Dremin V.G., Plyusnina T.G. Technology and equipment for small-scale bar production 45

Physical Metallurgy and New Materials

Tarasov A.N., Panfilov V.A., Pavlovsky N.R. Vacuum quenching of the special tool in electrical instrument-making industry 47

Information

Bogdanov E.F. Forging with forgings stops on screw hot presses 52

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2007

Ю.К. Покровский, С.В. Пызин, В.И. Ерохина, А.В. Лебедев
(ЗАО Учредительная Компания "Брянский машиностроительный завод"),
Р.А. Богданов *(Брянский государственный технический университет)*

Управление структурой высококачественных чугунов с пластинчатым графитом в крупногабаритных отливках

Рассмотрено влияние основных и примесных элементов на склонность чугунов к графитизации при эвтектическом и эвтектоидном превращениях. Приведены фрагменты расчетов распределения температуры при кристаллизации толстостенных отливок и наиболее типичное распределение микроусадочных дефектов в подприбыльных частях отливок. Показано, что геометрические размеры отливок могут оказывать большее влияние на склонность к микропористости, чем металлургические факторы.

The paper consideres the influence of the basic and impurity elements on graying ability of pig-iron at eutecktic and eutectoid transformations. Fragments of calculations of the temperature distribution during crystallization of thick-walled castings and the most typical distribution of microshrinkable defects in the under-head parts of castings are described. It is shown that the castings geometrical sizes can render the greater influence on propensity to microporosity than the metallurgical factors.

Одним из важных вопросов повышения качества крупногабаритных отливок из чугуна является обеспечение их равнопрочности в различных сечениях.

В работах В.П. Мельникова приведены результаты исследований механических свойств по сечению и высоте втулок цилиндров для судовых двигателей с толщиной стенок 60...80 мм. Отмечено отсутствие разницы состава чугуна в различных частях втулок, но выявлена тенденция к снижению прочности чугуна в центральных и наиболее толстых частях отливок.

Это объясняли тем, что затвердевание отливок начинается у стенок формы с образованием твердой корки металла, которая постепенно утолщается. Твердая и жидкая части металла разделены фронтом кристаллизации, непрерывно перемещающимся от поверхности к центру отливки.

Несмотря на то что в настоящее время чугуны для втулок содержат повышенную концентрацию фосфора, обязательно модифицируются и содержат элементы, способствующие формированию более однородной структуры, представление о таком характере кристаллизации и особенностях свойств чугуна в толстостенных отливках не изменились. В частности, в одной из последних публикаций, посвященной термодинамике и термокинетике структурообразования в чугунах и сталях, также отмечается понижение прочности чугунов в центральных частях отливок [1].

Целью данной работы является разработка технологии, обеспечивающей стабильное получение массивных отливок с требуемой структурой и равномерным распределением механических свойств.

Методика проведения исследований

Исследование проводили на ЗАО "Брянский машиностроительный завод" (БМЗ). Выплавку чугунов для крупногабаритных отливок проводили в промышленных индукционных печах ИЧТ-10 с кислой футеровкой. В качестве исходных шихтовых материалов использовали отходы стального лома (Ст3, сталь 20) и возврат собственного производства.

Контроль температурных режимов осуществляли термопарами ТВР. Исследовали чугуны следующего

химического состава, % мас.: 2,7...3,6 C; 0,8...2,5 Si; 0,5...1,1 Mn; 0,15...0,5 P; 0,02...0,08 S; 0,08...0,5 Cr; 0,2...1 Ni; 0,003...0,35 V; 0,001...0,15 Ti; 0,02...0,45 Mo; 0,002...0,045 B; 0,05...1,7 Cu; 0,015...0,15 Al; до 0,15 Sn.

Для анализа структуры использовали оптический микроскоп "Неофот-2" при увеличении от 100 до 2000 раз.

Из подприбыльной части крупногабаритных отливок вырезали стандартные образцы в соответствии с ГОСТ 1497–84 для механических испытаний и оценки микроструктуры. Химический состав определяли эмиссионным спектрометром "Спектролап М8" на специально отбеленных образцах с толщиной стенки 5 мм, взятых перед заливкой металла в форму.

Компьютерное моделирование проводили в три этапа. На первом строили трехмерные модели втулки, формы, стержня и холодильников. Для этого использовали систему твердотельного моделирования Solid Woorks. При этом сделаны определенные упрощения: исключены литейные радиусы и уклоны, холодильники построены в виде сплошного кольца и др. В той же системе проводили сборку готовых трехмерных моделей. Собранные модели импортировали в систему Hyper Mesh, где проводили второй этап – построение конечно-элементных сеток отливки, формы, стержня и холодильников. На третьем этапе рассчитывали температурные поля отливки в процессе ее охлаждения и распределение дефектов усадочного происхождения с учетом теплофизических и других характеристик чугуна и формы (теплоемкости, теплопроводности, вязкости, плотности и др.).

Результаты исследований и их обсуждение

Известно, что чугуны, выплавленные на шихте из стального лома и возврата собственного производства, могут обеспечить наиболее высокие прочностные свойства. Добавка "чистых" чушковых чугунов не только удорожает отливки, но и ведет к снижению их прочности. Однако стальной лом и отходы собственного производства вносят примесные элементы (Cr, Ni, Mo, V, B, Sn и др.), которые могут способствовать формированию перлита, но могут и ухудшать обрабатываемость отливок из-за увеличения в структуре количества цементита и фосфидной эвтектики. Возможно и образование участков неравномерной структуры и свойств в различных частях отливки, что существенно снижает эксплуатационные характеристики втулок.

Некоторые примесные элементы (Cr, Ni, Mo, Cu и др.) со временем накапливаются в шихте. В качестве примера на рис. 1 показано изменение концентрации хрома в отливках, полученных в 2002 г. Аналогична ситуация и с другими примесными элементами. Не только отечественные, но и зарубежные производители изготовляют отливки из чугунов, содержащих не 5...8 элементов, как указано в документации, а 12...15 элементов. Совместное (и даже раздельное) влияние обычно не учитываемых химических элементов, попадающих из шихты, может быть весьма ощутимым.

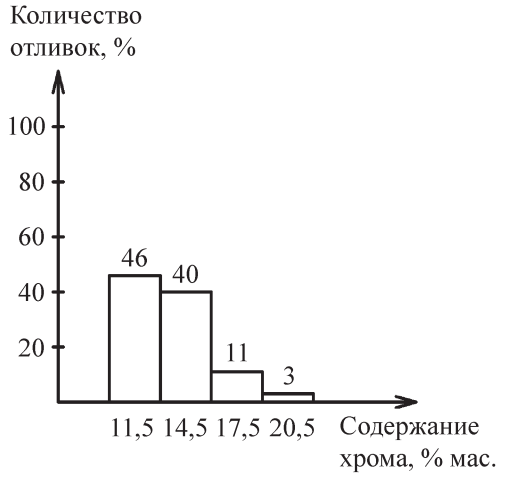
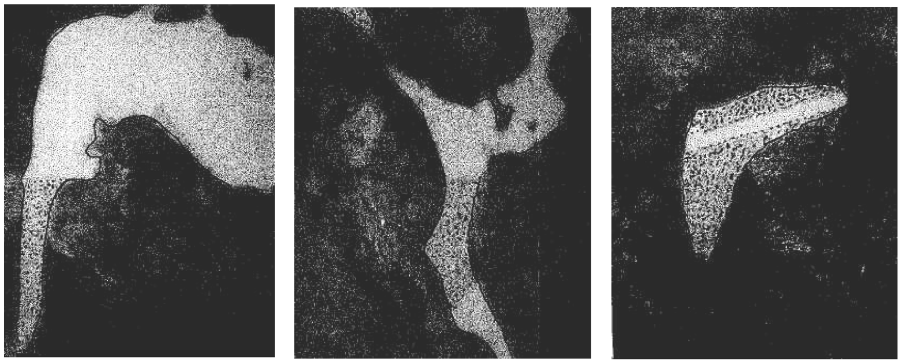


Рис. 1. Концентрация хрома в отливках, отлитых на ЗАО "БМЗ" в 2002 г.

В медленно охлаждаемых отливках из чугунов с несбалансированным химическим составом формируется фосфидная эвтектика различного строения. Кроме классической тройной фосфидной эвтектики возможно образование псевдодвойной эвтектики, в которой обычно присутствуют комплексные структурные соединения цементита с фосфидной эвтектикой (рис. 2, *а*, *б*). Такие соединения не классифицируются по строению в отечественных ГОСТах. К тройной фосфидной эвтектике Ф5 (с цементитной пластиной), вероятно, можно при определенных допущениях отнести фосфидную эвтектику, показанную на рис. 2, *в*.



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Типичное строение комплексных соединений "цементит + фосфидная эвтектика" в отливках из низко- и среднелегированных модифицированных чугунов, содержащих 0,2...0,4 % P, ×500

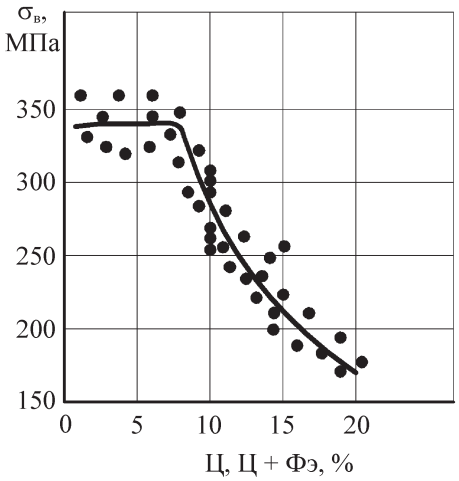


Рис. 3. Зависимость предела прочности чугуна от содержания цементита и (или) цементита и фосфидной эвтектики

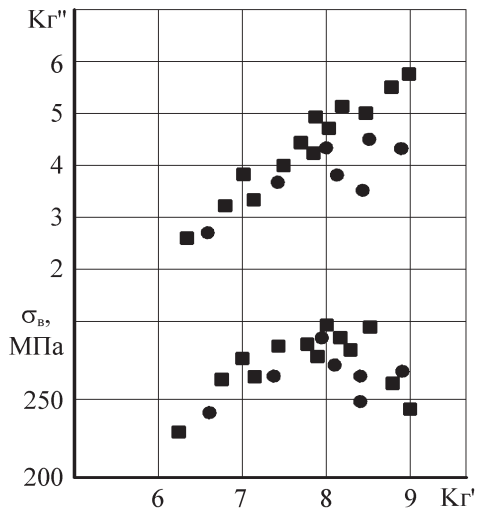


Рис. 4. Корреляция между прочностью чугунов в отливках с константами графитизации:
• – втулки из чугунов с минимальным суммарным содержанием примесных элементов

Указанные наиболее хрупкие фазы имеют различную твердость. На свойства чугуна в отливках влияют их количество, размеры и распределение, а также дисперсность перлита, размеры и расположение графитных включений. При содержании более 13...15 % цементита и (или) цементита и фосфидной эвтектики предел прочности чугуна не превышает 235 МПа (рис. 3).

Сравнительная интенсивность влияния большинства элементов на графитизацию чугунов в общих чертах известна. Ее можно оценить из соответствующих констант графитизации Кг′ и Кг″ при эвтектическом и эвтектоидном превращениях. Однако известных экспериментальных данных по сочетанию этих коэффициентов очень мало.

В данной работе проведена оценка значений Кг′ и Кг″, причем при расчетах учитывали не только содержание основных и примесных элементов, но и вносили поправки на влияние скоростей охлаждения.

На рис. 4 показано изменение прочности чугунов с различной склонностью к графитизации в отливках с толщиной стенки 130 мм.

Из приведенных данных следует, что прочность зависит от численных значений констант графитизации, достигая максимума при конкретных значениях не только Кг′, но и Кг″. Повышение Кг″ при высоких значениях Кг′ сопровождается снижением прочности чугуна.

Анализ микроструктуры модифицированных фосфористых чугунов (количество, виды и распределение графита, величины зерен первичной и вторичной структуры, металлическая основа, количество и распределение цементита и фосфидной эвтектики) показал, что она определяется численными значениями констант графитизации при эвтектоидном и эвтектическом превращениях. Если проведена оптимизация химсостава с учетом влияния всех (в том числе примесных) элементов, возможно стабильное получение в отливках с толщиной стенок до 200 мм следующего уровня свойств и структуры: $\sigma_в > 245$ МПа; 180...230 НВ; $\delta \geq 0{,}3$ %; перлитная структура матрицы (не более 3 % структурно свободного феррита) с содержанием в ней 3...7 % цементита и фосфидной эвтектики.

Это реально для производств, на которых путем подбора формовочных смесей, холодильников, оптимизации других элементов технологии удалось свести к минимуму влияние микро- и макроусадочных дефектов, присущих модифицированным фосфористым чугунам.

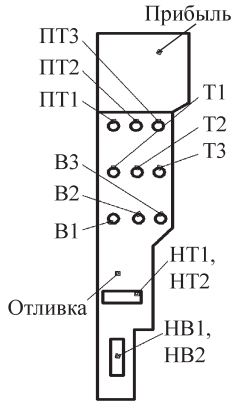
Как показали результаты испытаний фосфористого модифицированного чугуна для втулки с максимальной толщиной стенки 160 мм, предел прочности $\sigma_в$ снижается от внешней (ПТ3, Т3, В3) к внутренней поверхности втулки (ПТ1, Т1, В1) (таблица). Эти данные не согласуются с имеющимися представлениями о понижении прочности чугунов в центральных частях отливок (ПТ2, Т2, В2). Каких-либо публикаций о возможных причинах таких особенностей свойств чугуна в различных частях крупногабаритных втулок обнаружить не удалось.

Из полученных данных видно, что полное затвердевание наиболее тонкой части отливки заканчивается через примерно 140 мин после заполнения металлом формы (рис. 5). В более толстых местах втулки металл находится в полужидком состоянии. Процесс идет не горизонтально, а вертикально, передвигаясь в направлении более толстых частей отливки.

В отличие от немодифицированного чугуна, склонного к образованию наружной корочки твердого металла, которая постепенно растет к центру, модифицированный чугун с повышенным содержанием

Предел прочности образцов по высоте в центральных, внутренних и внешних частях отливки

Маркировка участков отливки	Предел прочности образцов $\sigma_в$, МПа				Схема вырезки образцов
	1	2	3	среднее значение	
ПТ1	270	268	290	276	
ПТ2	283	277	274	276	
ПТ3	–	295	285	290	
Т1	274	279	252	268	
Т2	287	275	259	273	
Т3	322	306	302	310	
В1	274	257	277	269	
В2	278	286	273	277	
В3	310	304	273	295	
НТ1	303	307	–	283	
НТ2	258	281	–		
НВ1	313	289	–	283	
НВ2	268	281	–		



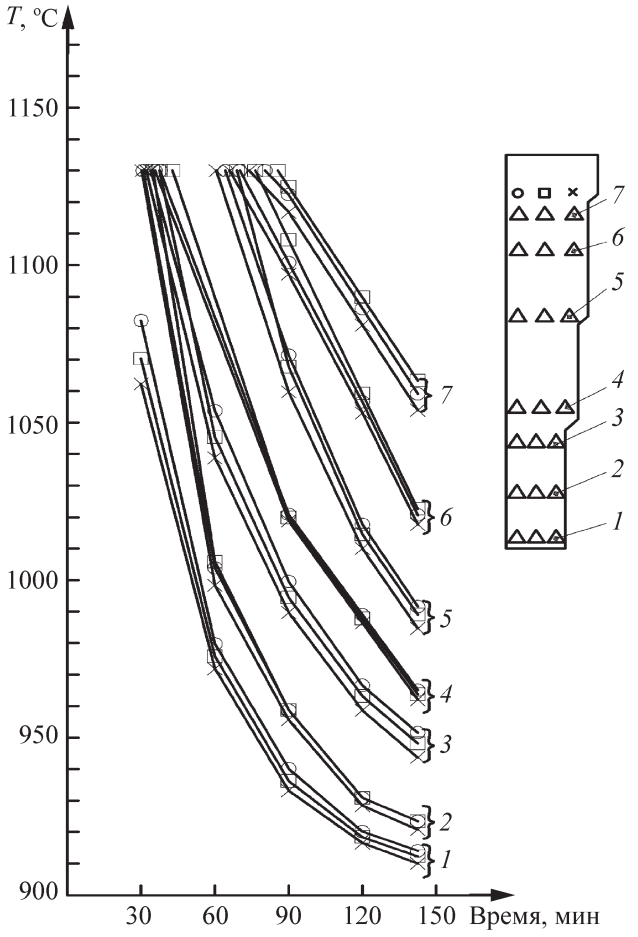


Рис. 5. Изменение температуры чугуна в различных частях втулки в процессе охлаждения:

× – температура со стороны холодильника; □ – в центре; ○ – со стороны стержня

фосфора имеет объемный характер кристаллизации. При этом начало вертикальной кристаллизации достигает центра отливки раньше, чем у поверхности образуется значительный слой затвердевшего металла.

На рис. 6 приведены наиболее типичные случаи распределения дефектов усадочного происхождения в подприбыльной части втулок. Их характер распределения зависит от свойств формовочных смесей, конфигурации отливок, прибылей, места подвода металла, температурных режимов литья и др. Эти данные получены с использованием автоматизированного моделирования литейных процессов (САМ ЛП "Полигон") [2].

Прочность в подприбыльной части втулок достигает наибольшей величины, если микро- и макрорыхлоты образуются в самой прибыли (рис. 6, *а*). При распределении микроусадочных дефектов, как показано на рис. 6, *б*, значения прочности должны быть ниже у образцов, взятых из центральной подприбыльной части отливок. Образцы на большем расстоянии от прибыли могут иметь прочность такую же, как у чугуна в самой втулке. Аналогичная картина может наблюдаться, когда образцы из подприбыльной части имеют даже больше дефектов усадочного происхождения (рис. 6, *в*).

Выводы

Используя компьютерную корректировку химсостава чугуна по ходу плавок с учетом влияния примесных элементов, попадающих из шихты, можно формировать требуемую структуру и получать максималь-

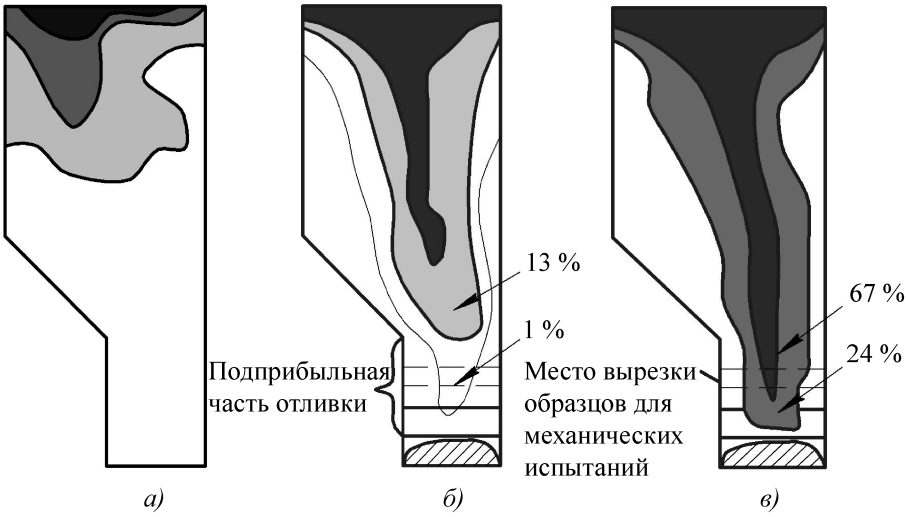


Рис. 6. Типичные варианты распределения дефектов усадочного происхождения в подприбыльной зоне отливок

но достижимые характеристики чугунов в крупногабаритных отливках.

Равнопрочность чугуна в различных сечениях массивных отливок может быть обеспечена в условиях направленного затвердевания от тонких к более массивным частям. В этих целях необходимо применение прибылей, холодильников и специальных формовочных смесей. При получении сравнительно тонкостенных отливок с равномерной толщиной стенок прибыль обычно не применяют. Для втулок с различной толщиной стенок, заливаемых вертикально, прибыль целесообразно делать в виде продолжения тела отливки. Масса прибыли в этом случае составляет 25...40 % от массы отливки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сильман Г.И.** Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. Брянск: Изд-во БГИТА, 2004. 328 с.

2. **Тихомиров М.Д.** Модели литейных процессов в САМ ЛП "Полигон" // Сб. тр. ЦНИИМ: Литейные материалы, технология оборудования. Санкт-Петербург, 1995. Вып. 1. С. 21–26.

Юрий Константинович Покровский, канд. техн. наук,
Сергей Вячеславович Покровский, начальник спектральной лаборатории ЦЗЛ ЗАО УК "БМЗ",
Вера Ильинична Ерохина, инженер ЦЗЛ,
Алексей Валерьянович Лебедев, зам. начальника ЦЗЛ ЗАО УК "БМЗ",
Роман Александрович Богданов, инженер

Г.М. Кимстач *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Синтетический чугун*

Изложены результаты исследований процессов структурообразования, протекающих в расплаве синтетического чугуна и при его кристаллизации. Приведены особенности графитизирующего и сфероидизирующего модифицирования этого сплава. Установлены и обоснованы возможности совершенствования технологии изготовления отливок из синтетического чугуна.

The paper brings the investigations results of structure forming processes of synthetic iron during it's crystallization and also the particuliarities of graphitizing and spheroidizing annealing. The possibilities of perfectioning of the synthetic iron castings manufacture technologies have been established.

С развитием электрометаллургии появились новые возможности совершенствования технологии чугунолитейного производства. Причем в качестве плавильных агрегатов предпочтительными оказались тигельные индукционные печи, обладающие большой технологической гибкостью. Достоинством таких печей, в частности, является возможность вести плавку на малогабаритных кусковых и листовых отходах стали, использовать в качестве шихты малоценный скрап, обрезь, высечку и т.п.

Последовательная реализация этой возможности привела к идее получения *синтетического чугуна*, металлической шихтой для выплавки которого служат 100 % отходов стали. Углерод в состав чугуна вводят карбюризаторами – различными углеро-

* Статья публикуется в порядке обсуждения.

досодержащими материалами, а легирующие элементы – Si, Mn и др. – ферросплавами. Таким образом отпадает принципиальная необходимость в доменных чушковых чугунах как *подготовительных сплавах*, подобно тому, как в свое время необходимость в таких сплавах отпала, например, при выплавке алюминиевых или магниевых сплавов в производстве отливок, а замена доменных чугунов дешевыми стальными отходами снижает себестоимость чугуна на 25...30 %.

Синтетический чугун существенно отличается от обычного низким содержанием серы (до 0,015...0,03 %), фосфора (0,02...0,04 %), водорода (до 0,0003 %), азота (до 0,004 %), кислорода (до 0,002 %), а также других примесей и неметаллических включений. Он характеризуется более высокими прочностными и пластическими свойствами, повышенной статической вязкостью, герметичностью, износостойкостью, что благоприятно при использовании его для получения литых деталей, работающих в условиях знакопеременных нагрузок, высоких давлений, взамен легированных конструкционных чугунов и сталей и др.

Однако синтетический чугун отличают не только повышенные механические и служебные свойства, его физические, технологические и литейные свойства также отличны от свойств обычного литейного чугуна. Для синтетического чугуна характерны более высокое поверхностное натяжение, меньшая жидкотекучесть, повышенная усадка, более высокие предусадочное расширение и литейные напряжения. Этот сплав отличается большей склонностью к метастабильному затвердеванию с образованием отбела и междендритного графита, бóльшим переохлаждением при кристаллизации, пониженной обрабатываемостью резанием.

Причем все эти особенности проявляются таким образом, что кристаллическая структура и свойства отливок оказываются крайне нестабильными – из одной и той же шихты в сходных условиях плавки нередко получаются отливки с различной структурой и резко отличающимися свойствами.

В 1970...1980-е годы освоение и совершенствование технологии плавки и литья синтетического чугуна активно развивались на целом ряде предприятий: Каунасском Центролите, Московском заводе "Водоприбор" и др. Всестороннее изучение научно-технических проблем, связанных с широким использованием синтетического чугуна в литейном производстве, осуществлялось в рамках единого координационного плана. Затем в связи с начавшимися государственными реформами работы по этому плану были свернуты, поставленные задачи оказались по большей мере нерешенными, вследствие чего особенности и механизмы формирования структуры и свойств отливок из синтетического чугуна исследованы мало, и в целом синтетический чугун как литейный сплав к настоящему времени изучен недостаточно.

В работе, проведенной автором совместно с Б.М. Драпкиным, Д.А. Уртаевым, А.А. Уртаевым и М.Н. Шиловой, теоретически и экспериментально исследовали особенности физико-химических механизмов структурообразования в синтетическом чугуне как в жидком состоянии, так и при кристаллизации, а также изучали влияние, оказываемое на эти процессы графитизирующими и сфероидизирующими модификаторами. В работе использовали известный метод *физико-химического анализа*, позволяющий получать косвенные сведения о межатомных взаимодействиях и структуре системы на основе анализа различных характеристик сплавов, которые определяли путем рентгеноструктурных и металлографических исследований и измерений, дилатометрии, исследования диффузионных параметров и физико-механических свойств получаемых сплавов. Результаты выполненных исследований [1–3] проанализированы и обобщены в данной статье.

Синтетический чугун (% мас.: 3,50 C; 1,82 Si; 0,53 Mn; 0,02 P; 0,03 S) выплавляли в кислой индукционной печи ИСТ-016 из отходов стали Ст3 и крупки графитированных электродов. По расплавлении шихты вводили расчетное количество ферросилиция ФС45Л4 и ферромарганца ФМн70, расплав выдерживали в печи при 1450 °С в течение 150 мин, периодически отбирая пробы сплава. Химический состав чугуна в процессе выдержки оставался практически неизмененным.

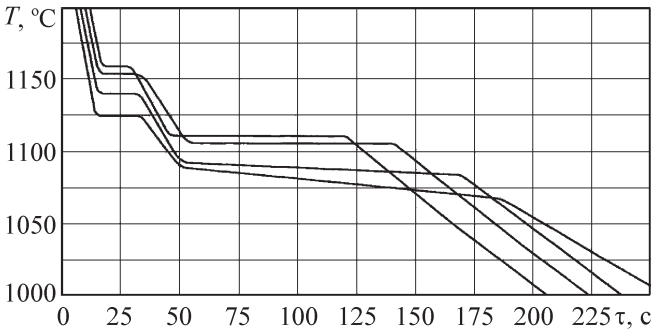


Рис. 1. Характерные кривые охлаждения синтетических чугунов

На кривых охлаждения синтетического чугуна (рис. 1) видны две аномалии. Во-первых, при кристаллизации этот сплав претерпевает *перитектическое превращение*. В равновесной системе Fe–C перитектическая реакция реализуется только в малоуглеродистых сплавах с [C] < 0,5 % мас. и для чугунов она, как правило, не характерна. Известно, что при достаточном переохлаждении δ-фаза образуется также в сплавах с [C] = 0,5...1,5 % с последующей перекристаллизацией ее в равновесную γ-фазу по реакции $ж_\delta + \delta \rightarrow ж_\gamma + \gamma$, что объясняется существованием в расплаве в указанных пределах [C] области смешанного ближнего порядка $ж_\delta + ж_\gamma$. Видно, что в расплаве синтетического чугуна область устойчивого существования такого смешанного ближнего порядка *простирается на всю систему*.

Во-вторых, в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава заметно изменяются температуры перитектического и эвтектического превращений, причем это их изменение закономерно (рис. 2): обе они непрерывно возрастают, достигая максимума после ~120 мин выдержки, а затем начинают уменьшаться. Это свидетельствует о непрерывном изменении термодинамического состояния расплава при его выдержке, поскольку в равновесной системе рассматриваемые превращения протекают при постоянных температурах.

Последнее подтверждается также характером изменения эвтектической концентрации [$C_э$] и коэффициента термодинамической активности углерода в расплаве γ_C (рис. 3). Аномальное смещение [$C_э$] вправо по оси концентрации указывает на то, что расплав синтетического чугуна *термодинамически неравновесен*,

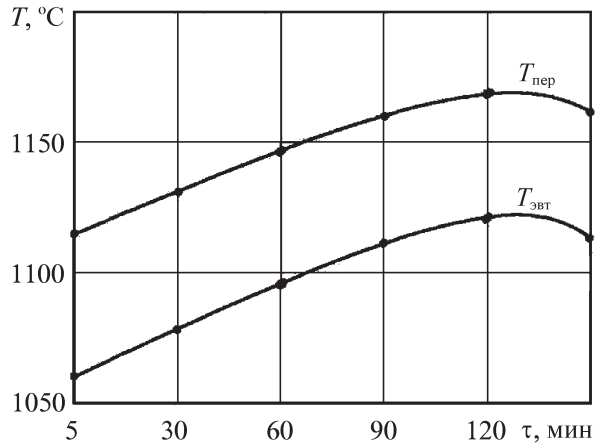


Рис. 2. Изменение температур перитектического $T_{пер}$ и эвтектического $T_{эвт}$ превращений в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава τ

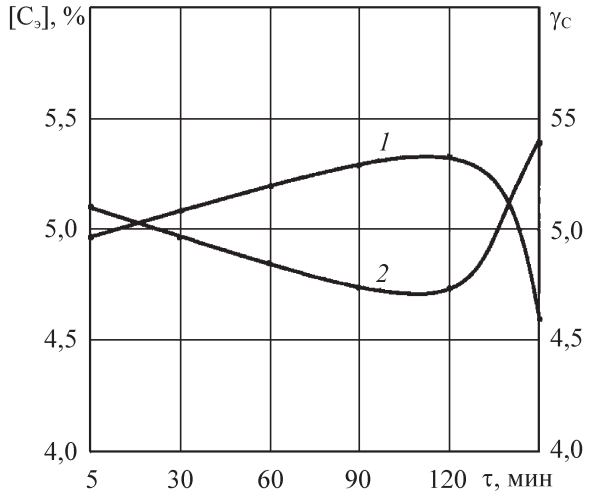


Рис. 3. Изменение эвтектической концентрации [$C_э$] (*1*) и коэффициента активности углерода γ_C (*2*) в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава τ

причем при изотермической выдержке до ~120 мин степень отклонения его состояния от равновесного непрерывно увеличивается, после чего, очевидно, получают развитие процессы, возвращающие систему в равновесное состояние и [$C_э$] начинает уменьшаться. С этим согласуется наблюдаемое изменение γ_C – при выдержке расплава в течение ~120 мин взаимодействие Fe–C увеличивается и, следовательно, непрерывно возрастает растворимость С в сплаве, однако при дальнейшей выдержке растворимость С уменьшается.

Известно, что положение эвтектической точки системы Fe–C, как и любой системы эвтектического типа, определяется распределением валентных электронов в системе и смещение [$C_э$] в сторону повышения [C] свидетельствует об увеличении локализации валентных электронов С у остовов атомов Fe. Следствием этого является наблюдаемое уменьшение γ_C, увеличение взаимодействия Fe–C и растворимости С в расплаве синтетического чугуна. Но повышение электронной плотности у атомов Fe приводит также к увеличению взаимодействия Fe–Fe, а уменьшение при этом количества электронов с некомпенсированными спинами в *d*-полосе Fe обусловливает возрастание ковалентной составляющей межатомных связей Fe–Fe.

Затем, когда плотность валентных электронов в системе перераспределяется и [$C_э$] начинает смещаться влево, взаимодействие Fe–C и Fe–Fe в расплаве уменьшается. С подобным изменением взаимодействия Fe–Fe могут быть связаны, в частности, как заметное уменьшение межатомных расстояний железа $a_{(\alpha)}$ в кристаллической структуре синтетического чугуна, так и характерное изменение $a_{(\alpha)}$ в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава. Заметим, что в соответствии с общей закономерностью с уменьшением $a_{(\alpha)}$ пропорционально возрастает прочность кристаллической решетки $Fe_{(\alpha)}$, что, вероятно, является одной из причин высоких прочностных свойств синтетического чугуна (рис. 4).

Физико-химическую природу процессов, протекающих в расплаве синтетического чугуна, можно представить исходя из общих закономерностей структурообразования в системе Fe–C, обусловленных субмикрогетерогенностью Fe–C-расплавов.

Растворение С в синтетическом чугуне связано с необходимостью существенной перестройки структуры ближнего порядка в микрообъемах расплава. По данным автора, это осуществляется в результате двух процессов, протекающих одновременно, но с различной скоростью. В первом из них разрушается кристаллическая структура углерода в карбюризаторе и С переходит в расплав чугуна в виде ионов C^{n+} – это *макрорастворение*

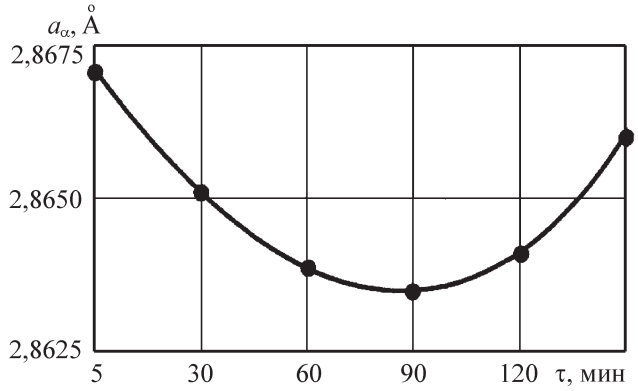


Рис. 4. Изменение параметра кристаллической решетки феррита a_α в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава τ

по И.А. Вашукову. Другим процессом является *микрорастворение*, т.е. равновесное распределение С в структуре расплава.

По И.А. Вашукову, атомный механизм макрорастворения С включает последовательный переход его валентных электронов сначала в π-зону , а затем в результате одноэлектронного $s \to d$ обмена в *d*-полосу Fe. Этот процесс начинается еще при расплавлении шихты и, судя по продолжительности перитектического превращения, зависящей от избытка ионов C^{n+} в системе, практически завершается через 150 мин выдержки расплава. К этому времени резко уменьшается также и количество мельчайших углеродных частиц, обычно обнаруживаемых на микрошлифах сплава при больших увеличениях.

Макрорастворение С происходит с относительно большой скоростью, что, по-видимому, обусловлено известным стремлением атомов Fe к формированию стабильного $3d^{10}$ – энергетического подуровня. Однако микрорастворение, связанное с формированием равновесных структурных ассоциаций атомов С и требующее поэтому существенного перераспределения химических связей в расплаве, протекает значительно медленнее, что характерно для всех микронеоднородных кооперативных систем, особенно металлических.

На непрерывное протекание этого процесса указывает, в частности, сокращение продолжительности эвтектического превращения при затвердевании сплава вследствие уменьшения относительного количества неравновесных форм растворенного С в расплаве, но первые признаки начинающегося перехода системы в равновесное состояние появляются лишь после 120 мин изотермической выдержки расплава (см. рис. 3).

Причина изложенной двухстадийности процесса науглероживания расплава состоит, вероятнее всего, в том, что при образовании равновесных форм растворенного С консолидируются лишь эндогенные углеродные частицы. Именно поэтому кристаллическая структура карбюризатора при растворении С в расплаве разрушается полностью с дальнейшим последовательным усложнением состава и строения атомных ассоциаций С по механизму [4] и формированием равновесной структуры расплава. В химии подобные процессы относят к *последовательным*, в которых продукт одной реакции – его называют *промежуточным* – является исходным веществом для другой, причем концентрация промежуточного продукта в системе по ходу таких процессов изменяется экстремально. Очевидно, такова природа и экстремального характера изменения состояния расплава синтетического чугуна при его изотермической выдержке.

Таким образом, в отличие от обычного чугуна, растворение углерода и формирование равновесной структуры в расплаве синтетического чугуна не завершаются в процессе расплавления шихты, а растягиваются на достаточно продолжительное время, в течение которого состояние системы непрерывно из-

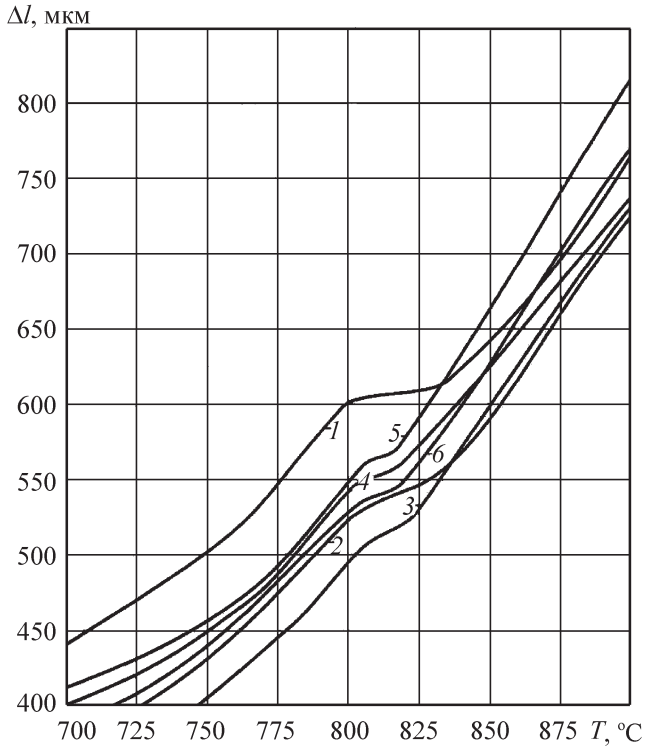


Рис. 5. Дилатограммы нагрева синтетического чугуна:
1, *2...6* – после выдержки расплава соответственно 5, 30, 60, 90, 120 и 150 мин

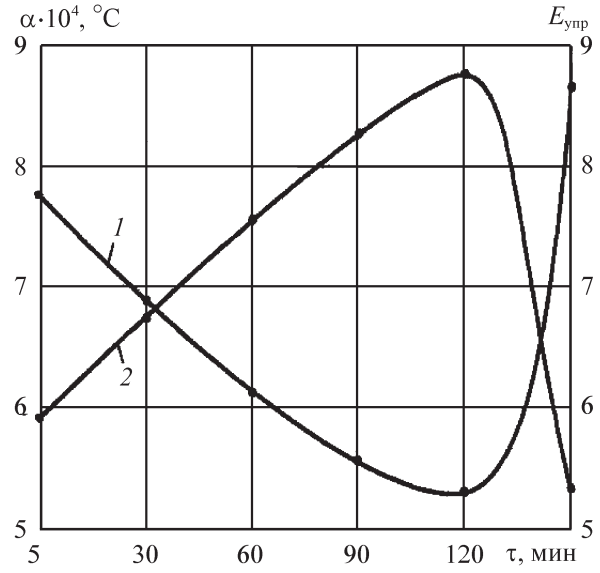


Рис. 6. Изменение температурного коэффициента теплового расширения α (*1*) и модуля упругости $E_{упр}$ (*2*) синтетического чугуна в интервале температур 50...650 °С в процессе изотермической выдержки расплава

меняется. В связи с этим закономерно изменяются также кристаллическая структура и свойства синтетического чугуна.

На рис. 5 представлены дилатограммы синтетического чугуна, полученные при нагревании образцов сплава. Эти данные выражают различное поведение синтетического чугуна при его нагревании, зависящее от продолжительности изотермической выдержки расплава. По дилатограммам рассчитали температурный коэффициент линейного расширения α сплава, а исходя из пропорциональности величин α и модуля упругости $E_{упр}$, оценили также изменение $E_{упр}$ (в относительных единицах). Известно, что величины α и $E_{упр}$, характеризующие жесткость сплава, определяются прочностью межатомных связей, поэтому наблюдаемое их изменение (рис. 6) подтверждает сделанные выводы о межатомных взаимодействиях в синтетическом чугуне.

Изотермическая выдержка расплава сопровождается непрерывным изменением характеристик диффузионных процессов в формирующихся сплавах (табл. 1). Диффузионная подвижность атомов С и Fe в синтетическом чугуне ниже, а энергия активации диффузии выше в сравнении с обычным чугуном, что, очевидно, повышает склонность синтетического чугуна к метастабильному затвердеванию и проявляется в процессах графитизации и формирования металлической матрицы сплава.

Особенности процесса графитизации синтетического чугуна обусловлены несколькими факторами. Во-первых, вследствие смещения эвтектической точки расширяется аустенитная область системы и уменьшается количество эвтектики в сплаве, что, в свою очередь, приводит к характерному для синтетического чугуна меньшему в сравнении с обычным чугуном количеству выделяющегося графита. Во-вторых, в результате увеличения межатомных взаимодействий Fe–Fe и Fe–C и затрудне-

1. Характеристики диффузионных процессов в синтетическом чугуне в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава

Продолжительность выдержки расплава, мин	Диффузия углерода в феррите		Диффузия углерода в аустените		Самодиффузия железа в аустените	
	Коэффициент диффузии $DC(ф)\cdot10^8$, см²/с	Энергия активации EC(ф), кДж/моль	Коэффициент диффузии $DC(а)\cdot10^8$, см²/с	Энергия активации EC(а), кДж/моль	Коэффициент диффузии DFe(а)$\cdot10^8$, см²/с	Энергия активации EFe(а), кДж/моль
5	4,9	93,3	8,6	127,3	5,1	175,0
30	3,8	95,0	7,3	129,0	4,3	176,5
60	3,4	95,8	6,7	130,0	3,7	178,0
90	2,9	97,0	5,8	131,5	2,7	181,0
120	2,5	98,2	5,0	133,0	2,2	183,0
150	4,1	94,2	6,8	129,7	3,0	180,0
По М.А. Криштал для серого чугуна			12,0	125,5	7,4	150,5

2. Количественная оценка включений графита в синтетическом чугуне в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава (обозначения в соответствии с ГОСТ 3443–87)

Продолжительность выдержки расплава, мин	Форма включений	Размер включений		Распределение включений	Количество графита	
		мкм	балл		Площадь занятая графитом, %	балл
5	ПГф2	18	ПГд 25	ПГр2	6,50	ПГ6
30		12	ПГд 15		3,18	ПГ4
60	ПГф4	8		ПГр6	1,86	ПГ2
90		5			1,09	
120		3			0,79	
150		5		ПГр9	1,68	

ния диффузионных процессов возрастает доля жидкости, кристаллизующейся при эвтектическом превращении метастабильно.

В-третьих, на процесс графитизации существенно влияет характер локализации валентных электронов в системе. В начале макрорастворения карбюризатора плотность электронов в π- и *s*-состояниях повышена, что облегчает графитизацию, поскольку они могут захватываться кристаллизующимся углеродом. Графитизация, естественно, затрудняется по мере перехода этих электронов в *d*-полосу Fe, однако далее она снова интенсифицируется вследствие развития процесса микрорастворения углерода, связанного с перераспределением валентных электронов и появлением микрогруппировок атомов С в системе.

При затвердевании сплава включения графита сначала образуются в виде слаборазветвленных розеток с пластиновидными лепестками завихренной формы. С увеличением продолжительности изотермической выдержки расплава количество выделившегося графита уменьшается, графитный скелет разветвляется, расстояние между осями двух соседних ответвлений сокращается, а ответвления становятся более завихренными. Периферийные ветви приобретают тонкую дифференцировку и после выдержки расплава в течение 120 мин скелет колоний графита становится настолько ажурным, что на шлифе обнаруживаются лишь мелкие точечные сечения ответвлений графита, усеивающие металлическую матрицу. Но через 150 мин выдержки расплава количество графита существенно увеличивается, образуется междендритный графит, а форма включений вновь становится пластинчатой (табл. 2).

Характерной особенностью микроструктуры синтетического чугуна является образование тонкодисперсного перлита – вследствие дисперсности кристаллов эвтектоидного цементита фрагментарность перлита обнаруживается только с помощью электронного микроскопа при достаточно больших увеличениях (×3000...5000). По наблюдениям автора, во всех случаях образуется пластинчатый перлит Пт1 (обозначения структуры приведены в соответствие с ГОСТ 3443–87), дисперсность которого оценивается баллом ПД0,3, однако существенно изменяется в зависимости от продолжительности выдержки расплава.

Это находит объяснение в рамках сложившейся в металловедении концепции, связывающей морфологические особенности перлита с условиями протекания эвтектоидного превращения в сплаве: высокие значения энергии активации диффузии свидетельствуют об устойчивости кристаллической решетки аустенита, а вследствие малой скорости диффузии затрудняется перераспределение атомов Fe и С в процессе превращения, что в совокупности приводит к увеличению числа центров перлита и уменьшению скорости роста перлитных кристаллов, т.е. к измельчению кристаллической структуры перлита. В зависимости от дисперсности перлита также закономерно изменяется его микротвердость (рис. 7).

Известно, что влияние структуры металлического расплава определяюще сказывается на характеристиках субструктуры твердого сплава, отражающих степень несовершенства его кристаллического строения. Общая закономерность такова, что более микронеоднородный неравновесный расплав порождает более дефектные кристаллы, что снижает зависящие от субструктуры служебные свойства сплава [4]. Это подтверждается результатами исследований автора (рис. 8).

Закономерное изменение размеров субзерен (блоков) феррита в зависимости от продолжительности выдержки расплава коррелирует с изменением степени равновесности расплава, а повышение дисперсности феррита в совокупности с закономерным изменением взаимодействия Fe–Fe и межатомных расстояний в Fe_α обусловливает экстремальное изменение микротвердости феррита в синтетическом чугуне. Границы субзерен имеют дислокационное строение, поэтому с уменьшением размеров блоков увеличивается их поверхность и, следовательно, возрастает плотность дислокаций в Fe_α, что, в свою очередь, является вероятной причиной повышенной пластичности синтетического чугуна.

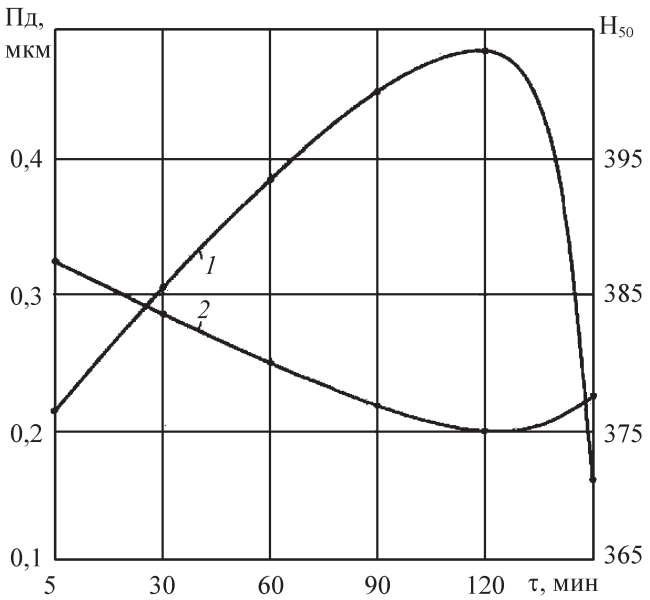


Рис. 7. Зависимость микротвердости H_{50} (*1*) и дисперсности Пд (*2*) перлита от продолжительности изотермической выдержки расплава τ

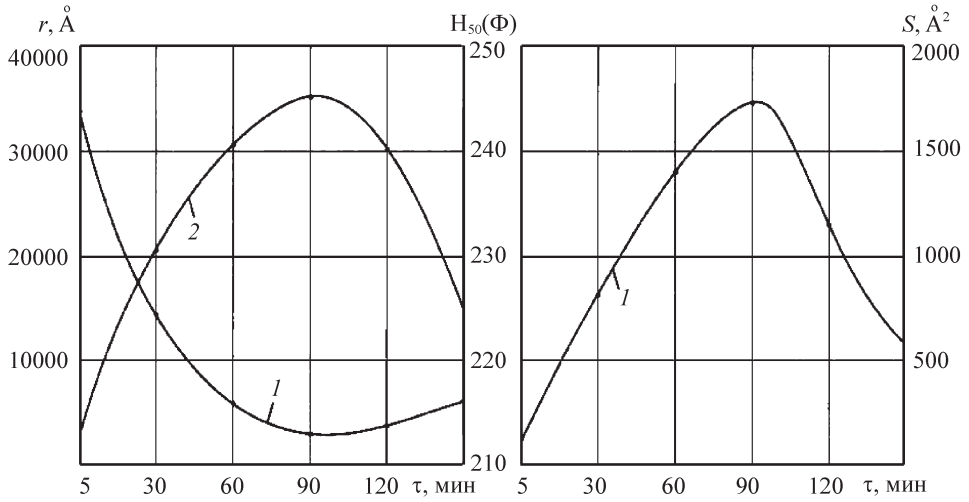


Рис. 8. Изменение размеров субзерен *r* (*1*), микротвердости H_{50}(Ф) (*2*) и относительной поверхности субзерен феррита *S* (*1*) в зависимости от продолжительности изотермической выдержки расплава τ

Непрерывное изменение состояния расплава при его выдержке является очевидной причиной нестабильности структуры и свойств отливок из этого чугуна, поскольку к моменту начала кристаллизации расплав оказывается в различной степени равновесности. Здесь можно видеть и причину низкой эффективности известного метода термовременной обработки расплава синтетического чугуна – непродолжительной выдержки расплава при такой обработке, конечно же, недостаточно для завершения процессов структурообразования, требующих, как выясняется, весьма продолжительного времени. Нестабильность структуры расплава обусловливает также особенности процессов модифицирования синтетического чугуна.

Известно, что сфероидизирующие модификаторы на модифицируемый чугун оказывают резкостабилизирующее воздействие. Между тем на расплав синтетического чугуна присадки таких модификаторов, в частности церия и магния, действуют противоположно, вызывая *интенсивную графитизацию* при кристаллизации сплава. Эвтектическая точка системы при этом смещается не вправо по оси концентраций С, как в обычных чугунах, а влево, в сторону меньших концентраций С, а γ_C не уменьшается, а, напротив, возрастает. Выдержка модифицированного расплава синтетического чугуна сопровождается повышением [$C_э$] и увеличением растворимости С, т.е. тоже противоположно подобным изменениям в обычных чугунах (табл. 3).

Эти особенности могут быть объяснены специфическим взаимодействием атомов модификатора с атомами С, включающим образование и распад с высокими скоростями неустойчивых карбидов элементов – модификаторов. Результатом такого взаимодействия оказывается, во-первых, разрушение π-связей С–С в графитоидных группировках, существующих в расплаве, во-вторых, блокирование π-связей С–С в процессе кристаллизации сплава.

3. Изменение эвтектической концентрации [$C_э$] и коэффициента активности γ_C углерода в синтетическом чугуне в результате сфероидизирующего модифицирования

Характеристика сплава	Состояние сплава			
	1	2	3	4
[$C_э$], %	5,21	4,16	4,31	4,53
γ_C	4,93	5,88	5,78	5,52

Примечания: 1 – до модифицирования; 2, 3 и 4 – соответственно через 3, 15 и 30 мин после введения модификатора.

Особенности реализации этого механизма в синтетическом чугуне обусловлены тем, что углерод в расплаве содержится преимущественно в виде ионов C^{n+} и недорастворившихся микрочастиц карбюризатора, а основное количество валентных электронов С локализовано в π-зоне С и в *s*-полосе Fe. В этих условиях валентные электроны С, захватываемые атомами модификатора, не переходят в электронную структуру Fe, как в обычном чугуне, а расходуются на создание химических связей С–С в образующихся микрогруппировках атомов С. За счет этого увеличивается локализация электронов у атомов С (смещение эвтектической точки влево), интенсифицируется графитизация сплава при кристаллизации, а блокирование π-связей С–С атомами модификатора обеспечивает глобуляризацию образующихся кристаллов С.

Таким образом, в результате сфероидизирующего модифицирования в расплаве синтетического чугуна интенсифицируется как макро-, так и микрорастворение карбюризатора. Макрорастворение в этом случае заключается в разрушении микрочастиц карбюризатора и переходе валентных электронов С в *s*-полосу Fe.

Микрорастворение включает консолидацию атомов С и локализацию валентных электронов С в *d*-полосе Fe. Вследствие развития этих процессов перитектическая реакция отсутствует и заметно ускоряется первичная кристаллизация модифицированного сплава – угол наклона кривой охлаждения в аустенитной области очень мал (рис. 9).

Однако $s \to d$ переход электронов, как видно, реализуется с небольшой скоростью и не завершается в процессе модифицирования, о чем, в частности, свидетельствует характерное смещение [$C_э$] при выдержке модифицированного сплава (см. табл. 3). По всей вероятности, он интенсифицируется при первичной кристаллизации сплава – в аустенитной области, в результате чего повышается плотность электронов в *d*-полосе Fe и поэтому увеличивается межатомное взаимодействие Fe–C и понижается температура эвтектического превращения (см. рис. 9). Но это явление может вызывать также и дефицит валентных электронов С при последующей эвтектической кристаллизации сплава, вследствие чего та или иная часть эвтектики затвердевает метастабильно.

Это нередко случается на практике, когда в микроструктуре отливок из модифицированного синтетического чугуна обнаруживают ледебурит. Поэтому необходимо интенсивное графитизирующее воздействие на расплав после или в процессе его сфероидизирующего модифицирования.

По результатам исследований разработана технология сфероидизирующего модифицирования синтетического чугуна путем сбалансированного порционного введения графитизирующих и сфероидизирующих модификаторов в расплав: графитизирующий модификатор ФС75 вводят под струю жидкого ме-

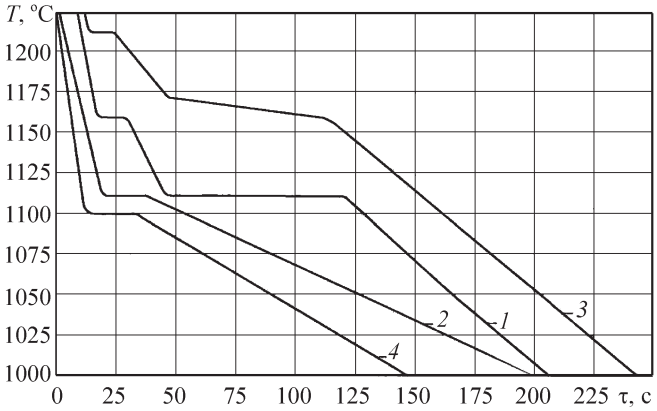


Рис. 9. Кривые охлаждения синтетического чугуна:
1 – до модифицирования; *2*, *3*, *4* – после модифицирования соответственно ФС75, ФС65Ба4, ФСМг5

талла, а сфероидизирующий комплексный модификатор ФСМг5 предварительно закладывают на дно ковша и присыпают сухой чугунной стружкой ("сэндвич-процесс"). Таким образом при выпуске из печи сплав сначала претерпевает графитизирующее модифицирование, а затем – через малый промежуток времени – сфероидизирующее. По такой технологии, в частности, выплавляют синтетической чугун ВЧ60, причем требуемые структура и свойства достигают без легирования сплава никелем и медью, обычного для чугуна этой марки. Полученный сплав используют в производстве ответственных отливок для полиграфических машин и грузоподъемных лифтов.

При исследовании процесса графитизирующего модифицирования синтетического чугуна в качестве модификаторов использовали железокремниевые лигатуры – ферросилиций ФС75 и ферросилиций с добавкой бария ФС65Ба4. В обоих случаях в модифицированных сплавах выделялся пластинчатый графит, причем при практически одинаковой степени графитизации размеры кристаллов графита были существенно меньшими в сплаве, модифицированном ФС65Ба4 (табл. 4). Металлическая матрица модифицированных сплавов состояла из пластинчатого перлита Пт1, дисперсность которого также оказалась большей в чугуне, модифицированном ФС65Ба4, и составила ПД0,3 (в чугуне, модифицированном ФС75 – ПД0,5).

Графитизация сплава, модифицированного ФС75, по всей вероятности, обусловлена механизмом [6], связанным с особенностями растворения Si в расплаве чугуна: валентные электроны Si при этом сначала заполняют π-зону С, затем переходят в *s*-полосу Fe и, наконец, в результате $s \rightarrow d$ обмена локализуются в *d*-полосе Fe. В начале этого процесса плотность электронов в π-состояниях оказывается повышенной и π-электроны захватываются углеродом, образуя межатомные связи С–С.

Консолидация атомов С интенсивно протекает уже в расплаве синтетического чугуна, вследствие чего возрастает плотность электронов у атомов С, эвтектическая точка системы смещается влево и возрастает γ_C (табл. 5). Об этом же свидетельствует и отсутствие перитектического превращения при кристаллизации модифицированного сплава (см. рис. 9).

Механизм модифицирующего воздействия бария на чугун в настоящее время изучен мало. По наблюдениям автора, при модифицировании синтетического чугуна лигатурой ФС65Ба4 собственно графитизирующее воздействие на расплав оказывает Si по изложенному механизму, присадка же Ba влияет на графитизацию опосредованно, затрудняя межатомное взаимодействие С–С в модифицированном расплаве. По всей вероятности, при этом образуются и с большой скоростью распадаются неустойчивые соединения атомов Ba и С, подобно тому как это происходит, например, между атомами Mg и С в процессе сфероидизирующего модифицирования чугуна [5] или между атомами Na и Si в модифицированных Al–Si сплавах [7] и, как и в этих случаях, возникает *индукционный эффект*, когда на химическое взаимодействие между атомами С оказывают влияние другие атомы, непосредственно в данном взаимодействии не участвующие (атомы Ba).

Такой механизм предполагает увеличение локализации электронов у атомов С, что в действительности и проявляется в большем смещении эвтектической точки системы, уменьшении растворимости С в расплаве (см. табл. 5), обусловливая особенности кристаллизации модифицированного сплава (см. рис. 9).

Наличие перитектического превращения в данном случае свидетельствует об избытке ионов C^{n+} в системе, а процессы формирования равновесных микрогруппировок атомов С, судя по кривой охлаждения, протекают не только в аустенитной области, но и при эвтектическом превращении: увеличение продолжительности этого превращения как раз и обусловливается затруднением межатомного взаимодействия С–С, а энергия, выделяющаяся при образовании химических связей С–С, компенсирует потери теплоты затвердевающим сплавом. При этом уменьшение взаимодействия Fe–С, вызванное перераспределением валентных электронов С в системе, приводит к заметному повышению температуры эвтектической кристаллизации сплава.

Результаты измерения параметров диффузионных процессов в феррите и аустените показали, что в сплаве, модифицированном ФС65Ба4, формируется более устойчивая кристаллическая структура с меньшей диффузионной подвижностью атомов. По данным дилатометрических исследований, в этом сплаве существенно повышается температура эвтектоидного превращения и это превращение протекает в более широком температурном интервале. Заметно возрастают значения температурного коэффициента линейного расширения на 30...32 % в интервале температур 300...650 °С. При этом понижаются упругие свойства сплава. Сплав, модифицированный бариевой лигатурой, отличается более высокими показателями микротвердости структурных составляющих (феррита и перлита), предела прочности при растяжении, твердости.

Таким образом, подтверждается возможность эффективного воздействия на структурообразование и свойства синтетического чугуна целесообразным использованием комплексных графитизирующих модификаторов.

Существенно влияет на эффективность графитизирующего модифицирования синтетического чугуна содержание Si в мо-

4. Количественная характеристика включений графита в модифицированном синтетическом чугуне

Модификатор	Форма включений графита	Распределение графита	Размер включений		Количество графита	
			мкм	балл	Площадь, занятая графитом, %	балл
До модифицирования	ПГф4	ПГр9	До 3	ПГд15	1,68	ПГ2
ФС75	ПГф2	ПГр1	20...30	ПГд25	7,95	ПГ6
ФС65Ба4	ПГф2	ПГр1	10...20	ПГд15	7,23	ПГ6

5. Изменение эвтектической концентрации [$C_э$] и коэффициента активности γ_C углерода в синтетическом чугуне в результате графитизирующего модифицирования

Характеристика сплава	До модифицирования	После модифицирования	
		ФС75	ФС65Ба4
[$C_э$]	5,0	4,34	4,02
γ_C	5,08	5,72	6,14

дифицируемом расплаве. Известно, что собственно модифицирующее воздействие на чугун оказывает Si, вводимый модификатором, а содержание Si в исходном расплаве влияет преимущественно на продолжительность сохранения расплавом эффекта модифицирования. Исследование автора подтвердило это: в малоуглеродистом синтетическом чугуне с минимальным содержанием Si (% мас.: 3,12 C; 0,18 Si; 0,74 Mn; 0,03 P; 0,006 S) эффект модифицирования сохранялся расплавом не более 3 мин, несмотря на повышенный до 1,5 % расход модификатора.

Однако при высоком содержании Si в исходном чугуне возникает опасность достигнуть в результате модифицирования не графитизации сплава, а, напротив, увеличить отбел в отливках. Поэтому содержание Si в исходном расплаве синтетического чугуна до модифицирования следует устанавливать по возможности более низким, обеспечивающим лишь необходимую продолжительность сохранения эффекта модифицирования, а повышать содержание Si до требуемого его количества в сплаве целесообразно, увеличивая расход модификатора и совмещая таким образом процессы графитизирующего модифицирования и легирования сплава кремнием.

Такая технология обеспечивает стабильное получение отливок из синтетического чугуна, имеющих качественную микроструктуру модифицированного сплава. Отметим, что при этом облегчается также растворение карбюризатора в процессе плавки чугуна, поскольку в малокремнистом расплаве растворимость углерода значительно увеличивается.

В производстве отливок из малоуглеродистого синтетического чугуна с низким содержанием Si эффективным оказался метод *внутриформенного модифицирования* расплава. Модификатор помещают в реакционную камеру, являющуюся элементом литниковой системы, поэтому расплав модифицируется непосредственно перед поступлением в полость литейной формы и формирование модифицированной структуры в отливках перестает лимитироваться временем, в течение которого эффект модифицирования сохраняется при обычном введении модификатора в ковш.

В экспериментах использовали синтетический чугун, % мас.: 2,95 C; 0,55 Si; 0,45 Mn; 0,02 P; 0,02 S. Модификаторы: ФС75 и ФС65Ба4. В отливках содержание Si составило 1,7...1,8 %, сформировалась качественная микроструктура, причем исследования подтвердили зависимость структуры и свойств получаемых отливок от состава модификатора, изложенную выше.

Обнаружили также возможность использовать специфические особенности сфероидизирующего модифицирования синтетического чугуна, при котором интенсифицируются процессы макро- и микрорастворения C в расплаве. Исходя из этого, возникла идея *промежуточного модифицирования* расплава синтетического чугуна сфероидизирующими модификаторами в целях приближения его состояния к равновесному.

Для этого в расплав вводили сфероидизирующий модификатор и после непродолжительной выдержки, необходимой для испарения модификатора и демодифицирования расплава, сплав использовали как обычный чугун, т.е. подвергали тому или иному модифицированию – графитизирующему или сфероидизирующему – и разливали в литейные формы. Наиболее эффективной такая технология оказалась в производстве фасонных тонкостенных отливок. Она, в частности, позволила полностью исключить высокий (до 30 %) брак по отбелу и повышенной твердости в отливках из синтетического чугуна СЧ20 (толщина стенки 6 мм) для полиграфических машин, когда отжиг отливок, даже повторный, устранение брака не обеспечивал.

Заключение. Установлено, что, используя традиционные приемы технологии плавки, можно достаточно эффективно управлять процессами формирования кристаллической структуры и свойств отливок из синтетического чугуна. В частности, существует возможность получения синтетического чугуна, состояние которого близко к равновесному. Такой чугун имеет структуру и свойства, характерные для обычных литейных чугунов. Однако наиболее высокими физико-механическими свойствами синтетический чугун обладает в неравновесном состоянии, поэтому практическое значение приобретает создание технологий, которые позволили бы сохранить в отливках такое состояние сплава, обеспечивая при этом глубокую графитизацию в процессе кристаллизации и, следовательно, удовлетворительную обрабатываемость отливок резанием.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кимстач Г.М., Драпкин Б.М., Шилова М.Н., Уртаев Д.А.** Об особенностях структурообразования в расплаве синтетического чугуна // Металлургия машиностроения. 2005. № 3. С. 18–23.

2. **Кимстач Г.М., Драпкин Б.М., Шилова М.Н., Уртаев Д.А.** Об особенностях формирования микроструктуры синтетического чугуна // Металлургия машиностроения. 2006. № 3. С. 20–23.

3. **Кимстач Г.М., Шилова М.Н.** Об особенностях сфероидизирующего модифицирования синтетического чугуна // Металлургия машиностроения. 2006. № 5. С. 28–30.

4. **Кимстач Г.М.** О структуре Fe–C-расплавов // Литейное производство. 1988. № 2. С. 5–6.

5. **Кимстач Г.М.** К вопросу о механизме сфероидизирующего модифицирования чугуна // Литейное производство. 1992. № 1. С. 6–7.

6. **Кимстач Г.М., Драпкин Б.М., Жабрев С.Б.** О механизме графитизирующего модифицирования чугуна // Литейное производство. 1991. № 7. С. 5–7.

7. **Кимстач Г.М.** О физико-химическом механизме модифицирования Al –Si-сплавов // МиТОМ. 1999. № 3. С. 14–17.

Геннадий Михайлович Кимстач, д-р техн. наук

УДК 621.745.55

Е.Н. Ерёмин, Ю.О. Филиппов, А.Е. Ерёмин
(Омский государственный технический университет)

Влияние металлургической чистоты никелевого сплава на свойства отливок, полученных литейными электрошлаковыми технологиями

Описаны условия получения литого металла электрошлаковыми литейными технологическими процессами. Исследована металлургическая чистота сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б, полученного при различных способах накопления жидкого металла и его слива. Приведены результаты металлографических исследований, газового и химического анализов. Показана прямая зависимость свойств литого металла сплава от его металлургической чистоты.

The paper describes the manufacture of the cast metal by electroslag casting. Metallurgical purity of Kh10N60K10V10Y5T3M2B alloy obtained by different methods of liquid metal accumulation and it's discharge are studied. The results of metallographic research, gas and chemical analyses are given. The direct dependence of the cast metal properties on it's metallurgical purity is shown.

"Металлургическими" называют те составляющие качества, которые обусловлены не марочным составом и термической обработкой стали, а технологиями ее выплавки и дальнейшей переработки [1].

Условия получения литого металла электрошлаковыми литейными технологиями, такими как электрошлаковое кокильное литье (ЭКЛ) и центробежное электрошлаковое литье (ЦЭШЛ), существенно отличаются от условий электрошлакового переплава. Во-первых, скорость кристаллизации металла при литье значительно выше, чем при переплаве. Поэтому возможно загрязнение металла неметаллическими включениями, образующимися в результате увлечения частичек шлака и запутывания в жидком, быстро кристаллизующемся металле. Во-вторых, жидкий металл накапливается в тигле с огнеупорной футеровкой, которая взаимодействует со шлаком и металлом. И, в-третьих, происходит вторичное окисление жидкого металла при разливке его в форму. В связи с этим металлургическая чистота металла литых электрошлаковых заготовок значительно ниже, чем металла ЭШП.

Частичное или полное устранение этих недостатков возможно при использовании медной водоохлаждаемой гарнисажной плавильной емкости и устройства донного слива [2].

Однако основные факторы, в значительной мере определяющие степень чистоты металла, – газы и неметаллические включения для никелевых сплавов [3] при использовании таких технологий не изучены.

В связи с этим исследовали слитки диаметром 80 мм и длиной 200 мм, полученные при заливке расплава в вертикально расположенный металлический неохлаждаемый кокиль тремя способами.

По способу I металл на установке А-550У накапливался в керамическом тигле, футерованном периклазохромитовым кирпичом марки ПХППП, имеющим наименьшую растворимость в высокофторидном шлаковом расплаве [4], и разливался сверху путем переворота тигля.

По способу II металл накапливался в гарнисажной плавильной емкости и также разливался сверху путем переворота емкости.

По способу III металл накапливался так же, как и во втором случае, но разливался донным сливом.

Время плавки во всех случаях выбрано одинаковым и равно 10 мин.

Исследовали никелевый сплав Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б, широко применяемый в авиационной технике для изготовления деталей двигателей. Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Электрошлаковую плавку осуществляли под безкислородным флюсом АНФ-1П, имеющим наименьшую окислительную способность по отношению ко всем активным легирующим элементам, которые в значительной мере определяют механические свойства и длительную прочность никелевого сплава, и в первую очередь к таким, как титан и алюминий.

Металлографические исследования показали, что макроструктура литого сплава всех способов выплавки характеризуется развитой транскристаллизацией от поверхностного слоя к оси слитка (рис. 1).

Структура плотная, дефекты усадочного происхождения не обнаружены. В средней части слитка наблюдается область встречи двух кристаллизующихся фронтов. В структуре сплава, полученного по спосо-

1. Химический состав (% мас.) сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б

Материал исследований	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Si	Fe	S	P	Mn
Исходный сплав	0,17	8,8	9,9	10,9	1,45	2,74	5,62	1,0	0,1	0,2	0,005	0,007	0,1
Сплав по ТУ	0,13...0,2	8...9,5	9...10,5	9,5...11	1,2...2,4	2...2,9	5,1...6	0,8...1,2	До 0,4	До 1,0	До 0,01	До 0,015	До 0,4

а) *б)* *в)*

Рис. 1. Макроструктура донной части отливок из сплава, полученного различными способами:
а – I; *б* – II; *в* – III

бам I и II, столбчатые кристаллы имеют радиально-осевое направление с углом наклона 45...60°. В осевой зоне вертикальные крупные столбчатые кристаллы отсутствуют. В структуре сплава, выплавленного по способу III, кристаллы растут почти вертикально.

Микроструктура литого сплава всех способов выплавки типична для жаропрочных сплавов и состоит из γ-твердого раствора, γ′-фазы и карбидов, большей частью скелетообразной формы (рис. 2).

Общая структура сплава способов выплавки I и II разнозернистая, зерна соответствуют 2–4 баллу (ГОСТ 5639–82). Структура сплава способа выплавки III отличается большей однородностью, равнозернистостью и более мелким зерном, оцениваемым 4; 5 баллом.

Результаты газового анализа, проведенного методом вакуум-плавления, показали существенные различия в зависимости от способа выплавки сплава (табл. 2).

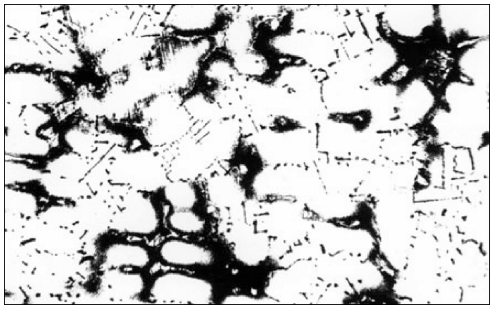


Рис. 2. Микроструктура литого сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б, ×140

Наибольшую концентрацию газов имеет сплав по способу выплавки I. Это связано, очевидно, с тем, что в этом случае происходит окисление жидкого металла не только при разливке, но и при взаимодействии его с футеровкой тигля.

Оценка газового анализа подтверждена результатами металлографического анализа загрязненности литого сплава неметаллическими включениями, которые четко прослеживают зависимость их количества от способа получения сплава.

Литой сплав, полученный электрошлаковой плавкой в гарнисажной плавильной емкости с донным сливом, имеет наибольшее количество нитридных и оксидных неметаллических включений минимальных размеров. В краевых зонах слитка эти включения распределены равномерно. В центральных зонах наблюдается некоторая тенденция к групповому выделению включений.

Оксидные включения однородны по составу, более равномерно распределены в объеме слитка и представлены октаэдрическими зернами шпинели. Концентрация оксидов (в объемных и массовых процентах) снижается по сравнению с металлом электрошлаковой плавки в керамическом тигле с разливкой переворотом от 0,0096 до 0,0034 %; концентрация нитридных включений соответственно снижается от 0,084 до 0,032 %.

Сплав, полученный плавкой в керамическом тигле, отличается составом оксидных включений. Наряду с мелкими темно-фиолетовыми включениями неправильной формы, представляющими собой твердый раствор переменного состава оксидов алюминия, имеются включения оксида магния и магнезиальной шпинели в виде округлых непрозрачных зерен, появившихся, очевидно, в результате взаимодействия

2. Содержание газов в литом сплаве Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б

Материл исследований	[O]	[N]
Исходный сплав	0,0024	0,0046
Сплав по способу выплавки:		
I	0,011	0,0076
II	0,0067	0,0065
III	0,0036	0,0058

3. Химический состав (% мас.) литого сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б

Материал исследований	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Si	S	P	Mn
Сплав по способу выплавки:											
I	0,16	8,2	9,35	10,1	1,38	1,53	2,58	0,1	0,0035	0,005	0,06
II	0,16	8,3	9,4	10,3	1,40	2,12	4,36	0,09	0,003	0,004	0,07
III	0,16	8,7	9,8	10,7	1,42	2,48	5,11	0,09	0,002	0,004	0,08

жидких металла и шлака с футеровкой тигля. Промежуточные результаты по чистоте имеет сплав, полученный при плавке в гарнисажной емкости с разливкой переворотом.

Результаты химического анализа сплава (по основным элементам) исследуемых вариантов выплавки также подтверждают отмеченную выше тенденцию (табл. 3).

Из данных, приведенных в табл. 3, видно, что химический состав литого сплава существенно зависит от способа его получения. При плавке в керамическом тигле и верхней разливке на воздухе происходит очень значительное окисление титана и алюминия (до 80 %). При плавке в гарнисажной емкости и верхней разливке на воздухе окисляется около 50 % титана и 60 % алюминия. При плавке в гарнисажной емкости и нижней разливке в кокиль, плотно прижатый к устройству донного слива, окисляется около 10 % титана и алюминия. Сплав по способу выплавки I и II не удовлетворяет техническим условиям.

Значительное ухудшение химического состава и чистоты литого сплава и определяет его механические и служебные свойства (табл. 4). Механические свойства испытывали на образцах после термической обработки по режиму: нагрев 1210 °С; выдержка 4 ч; охлаждение на воздухе.

4. Свойства литого сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б в зависимости от способа его получения

Материал исследований	Механические свойства		τ_{240}^{975}, ч
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	
Исходный сплав	962...997 / 976	7,3...8,4 / 7,8	47...52 / 54
Сплав по способу выплавки:			
I	881...906 / 892	2,4...3,2 / 2,8	14...19 / 16
II	913...934 / 921	3,9...4,2 / 4,1	18...23 / 21
III	941...965 / 953	5,6...5,9 / 5,8	25...32 / 28
Сплав по ТУ	>850	>3,0	>25

Примечания. 1. В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее значение.

2. τ_{240}^{975} – время до разрушения образца при напряжении 240 МПа и температуре 975 °С.

Данные табл. 4 свидетельствуют, что выплавленный в керамическом тигле сплав не соответствует ТУ ни по механическим свойствам, ни по времени до разрушения сплава. Поэтому такой способ получения литых заготовок из жаропрочных сплавов использовать нельзя.

Сплав, выплавленный в гарнисажной плавильной емкости, соответствует ТУ по механическим свойствам, но имеет пониженное значение времени до разрушения. Поэтому такой способ получения подобных отливок также нецелесообразен.

Сплав, полученный в гарнисажной плавильной емкости и слитый через устройство донного слива, удовлетворяет техническим условиям, хотя его свойства значительно уступают исходному сплаву металлургического комбината. Поэтому такой способ получения отливок можно рекомендовать в производство, принимая во внимание тот факт, что свойства литого сплава можно существенно повысить инокулирующим модифицированием [5].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Штремель М.А.** Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) // Металловедение и термическая обработка металлов. 1980. № 8. С. 2–6.

2. **Ерёмин Е.Н., Штоль П.В., Плотников А.В.** Расчет элементов конструкции электрошлаковой печи // Прогрессивная технология, механизация и автоматизация сварочного производства: мат. 16 Зональн. конф. сварщиков Урала. Свердловск: Изд-во УПИ, 1986. С. 14–15.

3. **Башнин Ю.А., Исакина В.Н., Масленкова Е.А.** Влияние переплавных процессов на структуру и свойства стали. М.: Металлургия, 1991. 240 с.

4. **Ерёмин Е.Н., Жеребцов С.Н., Радченко В.Г.** Исследование стойкости плавильных футерованных тиглей // Механика процессов и машин: сб. научн. тр. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2002. С. 129–134.

5. **Фаткулин О.Х., Офицеров А.А.** Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений // Литейное производство. 1993. № 4. С. 13–14.

Евгений Николаевич Ерёмин, д-р техн. наук;
Юрий Олегович Филиппов, инженер;
Андрей Евгеньевич Ерёмин, инженер

С.И. Феклистов *(ОАО "НПО "ЦНИИТМАШ", Москва)*

Оценка структурного состава сварных соединений коррозионно-стойких сталей с помощью статистического термодинамического анализа

На основе представлений статистической термодинамики обратимых процессов и использования многомерного распределения Пуассона предложен прикладной метод флуктуационного анализа для оценки структурных образований на примере коррозионно-стойких аустенитных сталей, их сварных соединений и наплавленного металла.

The paper offers the applied approach of fluctuating analysis for the structural elements estimation on example of rust-resisting austenitic steels, their welded joints and added metal on the basis of statistical thermodynamic of reversible processes and application of the Poisson multivariate distribution.

При выборе и разработке аустенитных основных и сварочных материалов, особенно при различном легировании основного металла и металла шва, необходимо знать характер и химический состав карбидов, интерметаллидов, оксидов, нитридов и др. выделений, образующихся в сварных соединениях. Характер образования выделений связан с химической микронеоднородностью состава материалов, формируемых в неравновесных условиях в процессе кристаллизации металла шва при сварке плавлением. По своему химическому составу аустенитные стали являются многокомпонентными, что способствует протеканию сложных диффузионных процессов в металле при его нагреве, кристаллизации и охлаждении.

Как правило, особенности диффузионных процессов в сложных металлических системах при сварке и температурных выдержках в аналитическом плане исследуются с позиции классической термодинамики и расчетно-экспериментальной оценки диффузионных процессов на основе законов Фика.

Термодинамические характеристики оксидов, карбидов, нитридов, интерметаллидов и других избыточных фаз не всегда можно определить, поскольку значения энтальпии и энтропии сложных веществ во многих случаях неизвестны. Затруднения расчетного порядка возникают и при исследовании диффузионных процессов, особенно в многокомпонентных металлических системах, где коэффициенты диффузии элементов в зависимости от характера легирования также во многих случаях не определены.

Другой подход предложил в своих ранних работах И.Л. Миркин. Этот подход был основан на понятии статистической термодинамики о флуктуации концентрации элементов при образовании зародышей избыточных фаз. Впервые развитый из представлений кинетической теории газов флуктуационный анализ нашел применение в физическом металловедении при рассмотрении вопросов теории кристаллизации и механизма атомного старения сталей и сплавов.

Понятие о взаимосвязи флуктуации атомов с диффузией в металлических системах позволило использовать данный метод для анализа возможности образования фаз в процессе полиморфного превращения и температурного старения в зависимости от начальных и конечных концентраций элементов.

Трактовка механизма старения сталей с позиции статистического термодинамического анализа обратимых процессов, а также ее экспериментальное подтверждение на углеродистых и хромистых сталях позволяет развить основные теоретические положения на характер выделения избыточных фаз в коррозионно-стойких сталях и ее сварных соединениях.

Согласно исходным положениям статистического термодинамического анализа образование новых фаз, отличающихся по химическому составу от основного твердого раствора, подчиняется уравнению Пуассона:

$$P_j^{\varepsilon} = \frac{\varepsilon^j e^{-\varepsilon}}{j!}, \qquad (1)$$

где P_j^{ε} – вероятность образования фазы заданного состава; ε, j – соответственно среднее и конечное число атомов (молекул), приходящееся на 1 см^3 твердого раствора.

Вероятность, определяемая по формуле (1), не зависит от ориентации и формы объема в пространстве, хотя время образования флуктуации является функцией этих величин. Условия, при которых закон Пуассона полностью выполняется, формулируются следующим образом:

– вероятность попадания одного или нескольких атомов элемента в малый участок объема не зависит от числа атомов в других участках;

– любой атом в выделенном подобном участке объема располагается случайно независимо от остальных атомов.

Первое условие для металлических материалов при высоких температурах полностью соблюдается; второе – дает хорошее приближение и высокую точность при большом числе повторений и малых значениях вероятности.

Дальнейшие представления основаны на том, что стабильное существование зародыша, образующегося в результате флуктуации при кристаллизации, составляет 300...1000 атомов [1, 2].

Если гетерофазные флуктуации представляют собой частицы-кубы или частицы линейных размеров, перемещение вакансий может достигать расстояний, соизмеримых с величиной самих частиц. Для гетерофазных превращений в твердом состоянии область существования стабильных флуктуационных участков может быть гораздо меньше (13...20 атомов).

Применяемый статистический термодинамический анализ основан на наиболее приемлемом исходя из физического состояния металлических систем распределении Пуассона [1].

Из-за коэффициента $j!$ в знаменателе формулы (1) вероятность очень быстро убывает, когда j становится достаточно большим. Если $\varepsilon < 1$, то ε^j есть убывающая функция и вероятность монотонно убывает с ростом j. При $\varepsilon > 1$ величина ε^j растет с увеличением j. В результате множитель $\varepsilon^j/j!$, а значит, и вероятность проходит через максимум вблизи $\varepsilon = j$ и уменьшается с дальнейшим ростом конечной концентрации. В любом случае, когда j значительно превосходит ε, вероятность становится очень малой. Именно этот случай, а также $\varepsilon > 1$ (поскольку вычисления производят в атомных процентах в расчете на 100, 1000, 10000 и т.д. атомов) является основным во всех последующих выкладках.

Вероятность образования зародышей новой фазы в металле связана с увеличением термодинамического потенциала или свободной энергии системы. Классическая термодинамика не дает объяснения подобного рода процессам, удаляющим систему от состояния равновесия и описание закономерностей образования и роста зародышей новой фазы становится возможным только с учетом основных положений теории флуктуации, других закономерностей статистической термодинамики обратимых процессов и теории кристаллического строения материалов. Самый распространенный пример статистического представления термодинамической характеристики связан с определением энтропии смешения в уравнении свободной энергии системы.

Зная концентрацию элементов на определенном ограниченном участке, можно определить энтропию этого процесса. В случае образования зародыша он энергетически отличается от среднего состояния всей массы раствора. Для этого необязательно, чтобы в нем присутствовало включение в виде примеси или подложки с измененным составом, близким к составу будущей фазы. Для наиболее простого получения ее состава путем местной перестройки решетки необходимо, чтобы данный микроучасток твердого раствора замещения еще до момента перестройки имел состав новой фазы. При этом должно произойти перераспределение концентрации в отдельных участках раствора еще в тот период, когда кристаллов новой фазы нет. Такая ситуация предполагает отсутствие термодинамически обоснованной направленности потока атомов растворенного вещества к определенным участкам и повышения локальной концентрации элементов или, наоборот, понижения их концентрации в определенном объеме. Эти явления могут происходить в порядке статистических миграций атомов или концентрационной флуктуации.

Поскольку рост кристаллита состоит из последовательного многократного отложения двумерных зародышей на гранях трехмерного зародыша, в основе явления лежит процесс создания зародышей новой фазы. Подобный подход может иметь место для процессов, в результате которых состав твердой фазы совпадает с составом затвердевающей жидкости или происходит при образовании гомогенных химических соединений.

Исходя из зависимости (1), введем понятие начального термодинамического состояния твердого раствора изучаемых материалов:

$$P_\varepsilon^\varepsilon = \frac{\varepsilon^\varepsilon e^{-\varepsilon}}{\varepsilon!} \text{ при } \varepsilon = j. \qquad (2)$$

Под исходным химическим составом материала понимаем состав твердого раствора материала или пределы содержания химических элементов по ТУ или ГОСТ на основной или наплавленный металл. Таким образом, ε и j могут отличаться, но это изменение незначительно и их флуктуации малы по сравнению с изменениями всего состава при образовании фаз. Поэтому при расчете вероятности их можно приравнять. При подобной оценке минимальная вероятность образования устойчивого зародыша микросегрегата размерами 100...1000 атомов составляет $10^{-21}...10^{-20}$ в 1 см^3 для аустенитного металла.

По формуле (2) для наплавленного или основного материалов определяют флуктуацию элементов в пределах химического состава по ТУ или сама на себя. Так, например, для твердого раствора состава типа 08Х18Н9 многомерная вероятность образования близка к 10^{-4}.

Число участков с заданной концентрацией по каждому элементу определяется зависимостью:

$$N_f = N_0 P_j^\varepsilon,$$

где N_f – число участков с заданной концентрацией элементов; N_0 – число участков любой концентрации 1 см^3 металла.

Для зародыша величиной 100 атомов N_0 в аустенитной матрице составляет $8{,}86 \cdot 10^{20}$ 1/см^3 и для 1000 атомов – $0{,}9 \cdot 10^{20}$ 1/см^3.

Образование участков химической микронеоднородности имеет экстремальный характер и максимальная вероятность соответствует исходному химическому составу стали или металла шва. В процессе образования участка химической микронеоднородности происходит как флуктуация обогащения, так и обеднения концентрации элемента, причем уменьшение содержания элемента в участке происходит более интенсивно по сравнению с обогащением.

Поскольку приблизительные температурные зависимости коэффициента диффузии для многих элементов в различных сталях определены, скорость образования флуктуаций можно связать с температурой, величиной участка и любым отклонением от заданного исходного химического состава материала.

Скорость образования участков с измененным химическим составом по сравнению с твердым раствором с учетом флуктуации элементов в твердой фазе и термической зависимости коэффициента диффузии определяется выражением:

$$\nu_T = \frac{N_0 P_j^\varepsilon 8(j+\varepsilon)^2 D}{\pi h^2}, \qquad (3)$$

где D – коэффициент диффузии, см^2/с;

Химический состав (% мас.) сталей и наплавленного металла

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	S	P
Сталь:										
12Х18Н10Т	0,1	0,68	1,45	18,8	11,3	–	1,15	–	0,009	0,011
08Х18Н9	0,08	0,46	1,35	17,85	9,45	–	0,010	–	0,008	0,010
03Х16Н9М2	0,03	0,21	1,22	16,07	10,37	2,05	–	–	0,010	0,007
06Х16Н11М3	0,063	0,53	1,39	16,53	11,4	2,7	–	–	0,009	0,009
12Х18Н12Т	0,13	0,55	1,21	18,7	12,4	–	0,51	–	0,007	0,010
Наплавленный металл:										
06Х17Н10М2	0,06	0,42	1,76	18,5	9,8	1,4	–	–	0,008	0,011
03Х16Н9М2	0,024	0,29	1,46	16,9	8,4	2,23	–	–	0,014	0,011
04Х19Н11М3	0,056	0,58	1,38	18,7	11,6	2,5	–	–	0,011	0,016
1Х19Н10Г2Б	0,09	0,48	1,73	19,2	9,5	–	–	0,82	0,015	0,030

$$D = Ae^{\frac{-Q}{T}},$$

где A – коэффициент пропорциональности; Q – энергия активации самодиффузии; T – температура; h – размер зародыша, см^2.

Следует отметить, что нет точного представления о величине равновесного зародыша и коэффициента диффузии для сложнолегированных составов, какими являются составы аустенитного металла шва, сталей и сплавов. Поэтому аналитически представить скорость выделения зародышей крайне сложно. Вместе с тем, основываясь на превалирующем характере изменения концентраций элементов в выделенном микроучастке, при прочих равных условиях (h, D, Q, T), можно приблизительно вычислить скорость выделения флуктуационных зародышей с помощью многомерного распределения Пуассона.

Число участков N_f обычно определяют в расчете на 1 см^3. При определении максимальной величины участков с начальной и конечной концентрацией атомов требуется учитывать объем, в котором возникают флуктуационные изменения. Поскольку участки образуются в различных по величине объемах, они определяются отношением $1/N_f$.

Таким образом, для частиц размером 100 атомов в системе Ni – Эл или Fe_γ – Эл их начальное количество соответствует $\approx 10^{21}$; для 1000 атомов – 10^{20}. Следовательно, одна частица с флуктуацией элементов до заданной концентрации в объеме 1 см^3 может появиться при вероятности, равной 10^{-21} или 10^{-20} соответственно. Принимая эти вероятности за основу, можно определить, какие начальные или конечные концентрации элементов приводят к образованию различных фаз или структурных выделений и сравнить их между собой или с экспериментальными значениями, полученными с помощью различных методов физико-химического анализа.

Поскольку изменение распределения Пуассона на много порядков может превосходить изменение коэффициента диффузии от температуры, следует считать влияние флуктуации химического состава от начальной до конечной концентрации в микроучастке определяющим. Учитывая сложный состав основного металла и металла сварных соединений коррозионно-стойких сталей, применение многомерного распределения Пуассона при анализе структурных изменений дает сложную картину фазового состояния выделенного микроучастка. Кинетику образования таких участков для каждого состава металла следует рассматривать отдельно в зависимости от конкретной практической задачи.

В данной работе оценивали характер структурных выделений в коррозионно-стойких сталях и сварных соединениях этих сталей в зависимости от содержания в них легирующих элементов. Химический состав исследованных материалов приведен в таблице.

Стали 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т, 08Х18Н9, 03Х16Н9М2, 06Х16Н11М3 являются достаточно распространенными конструкционными материалами в теплоэнергетике, химическом и атомном энергетическом машиностроении. Содержание незначительного количества феррита в литой структуре аустенита обеспечивает хорошую свариваемость и технологичность при производстве сложных и ответственных конструкций, а относительно прочная и пластичная матрица твердого раствора аустенита позволяет эксплуатировать эти стали и их сварные соединения длительное время при температурах до 650 °С.

В состоянии после аустенизации деформируемые стали имеют структуру аустенита с выделениями карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$ (Me_7C_3) преимущественно по границам зерен и мелкодисперсных карбонитридов или нитридов титана в матрице и по границам зерен. В результате воздействия термического цикла сварки в околошовной зоне основного металла появляются выделения феррита. Феррит также содержится в литой структуре металла шва.

При сварке данных сталей подобную структуру также имеет металл шва, выполненный сварочными материалами состава 06Х17Н10М2, 03Х16Н9М2, 04Х19Н11М3 и 08Х18Н9Г2Б. Дополнительно в структуре появляются кар-

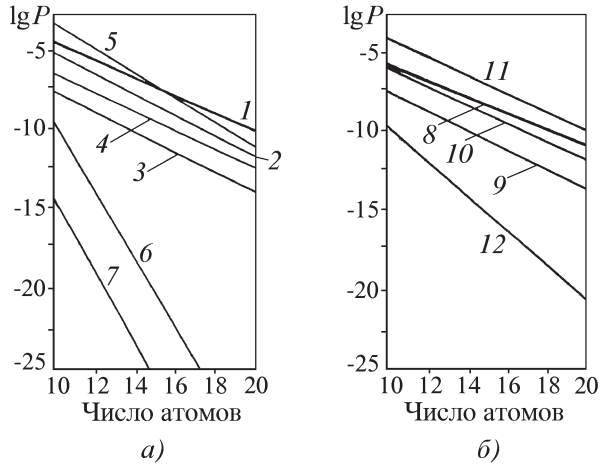


Рис. 1. Вероятность образования зародышей карбидов $Cr_{23}C_6$, TiC, NbC из твердого раствора сталей (*а*) и металла сварных швов (*б*):
а – $Cr_{23}C_6$: *1* – 12Х18Н10Т; *2* – 08Х18Н9; *3* – 03Х16Н9М2; *4* – 06Х16Н11М3; *5* – 12Х18Н12Т; TiC: *6* – 12Х18Н10Т; *7* – 12Х18Н12Т; *б* – $Cr_{23}C_6$: *8* – 06Х17Н10М2; *9* – 04Х16Н9М2; *10* – 04Х19Н11М3; *11* – 1Х19Н10Г2Б; NbC: *12* – 1Х19Н10Г2Б

биды ниобия, сложные карбиды хрома и марганца, а также молибдена. Структурные составляющие в виде оксидов, сульфидов, фосфидов не рассматривали. При высокотемпературных выдержках происходит трансформация исходных структурных составляющих по различным схемам:

$$\gamma \to Me_{23}C_6 \to Me_{23}C_6;$$

$$\gamma \to \gamma + \gamma_1 + \gamma_2 \to \gamma + \gamma' + \sigma' \to \gamma' + \sigma;$$

$$\alpha \to \alpha + \alpha' + \sigma'' \to \gamma' + \sigma,$$

где γ – исходные участки аустенита; γ_1 – участки микронеоднородности с пониженной концентрацией ферритообразующих элементов; γ_2 – участки, обогащенные элементами, составляющими основу сигма-фазы; σ' – промежуточная фаза между γ и σ; γ' – участки аустенитных зерен вокруг сигма-фазы или феррита, обогащенные никелем; α – исходные участки феррита; α' – участок микронеоднородности, более близкий матрице аустенита, чем феррита; σ'' – участок, по химическому составу близкий сигма-фазе; σ – сигма-фаза.

Флуктуационный статистический анализ позволяет произвести сравнительную оценку подобных структурных превращений, исходя из исходного химического состава материалов. Для упрощения, а также из-за отсутствия экспериментальных данных по составу промежуточных фаз приняты прямые схемы превращения типа: $\gamma \to Me_{23}C_6$; $\alpha \to \sigma$. Содержание феррита во всех исследованных материалах составляло 1...4 %.

Используя многомерное распределение Пуассона, были рассчитаны вероятности образования зародышей карбидов хрома, титана и ниобия непосредственно из твердого раствора (рис. 1). Схема расчета включала объем включений 10^3, 10^4 атомов с последующей интерполяцией до 10 атомов. Для наплавленного или основных материалов определенная по формуле (2) вероятность флуктуации элементов в пределах химического состава по ТУ или сама на себя невелика. Для состава типа 08Х18Н9 вероятность близка к 10^{-4}.

Форма представления данных флуктуационного анализа показана далее на рисунках. В логарифмических координатах вероятность образования фаз выражается рядом наклонных прямых. Крайней правой верхней прямой соответствует наибольшая вероятность появления участка химической микронеоднородности и его максимальная величина.

Например, для стали 12Х18Н10Т вероятность возникновения карбида хрома на 1000 атомов определяется выражением:

$$P_к = C_5^{200} \cdot Cr_{190}^{800} \cdot Si_{14}^{0} \cdot Ti_{13}^{0} \cdot Ni_{113}^{0} \cdot Mn_{15}^{0}.$$

Поскольку наиболее значимыми и переменными являются концентрации углерода и хрома, они и определяют в конечном итоге возможность образования карбидов хрома. Наименее возможно образование карбидов хрома в низкоуглеродистых аустенитных сталях типа 03Х16Н9М2 и сварных швах этой стали. Более велика вероятность образования карбидов хрома в сталях 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т и металле сварных швов, выполненных электродами состава 1Х19Н10Г2Б и 06Х17Н10М2. Появление карбидов титана или ниобия значительно уступает возможности образования карбидов хрома.

Результаты вычислений можно уточнить при знании химического состава карбидов для каждого состава металла, полученных химическим анализом выделенных осадков. В данном случае расчет выполняли исходя из стехиометрического соотношения хрома и углерода. Полученные данные были подтверждены металлографическим анализом.

В зоне термического влияния (ЗТВ) стали 03Х16Н9М2 матрица аустенита и границы зерен почти не содержат карбидов, в то время как в ЗТВ стали 08Х18Н9 таких карбидов хрома достаточно много (рис. 2).

В работе [3], выполненной совместно с Е.К. Смирновой, подробно исследованы особенности структурных изменений в сварных соединениях аустенитных сталей с различным содержанием углерода. Из этих данных следует, что более пластичная матрица низкоуглеродистого аустенита в сварных соединениях стали 03Х16Н9М2 обеспечивает более высокую деформационную способность металла при температурах выше 470 °С по сравнению с 08Х18Н9.

В технологическом плане это позволяет давать большую степень деформации сварным соединениям низкоуглеродистой стали в процессе гиба и штамповки и проводить термообработку при более низких температурах по сравнению с

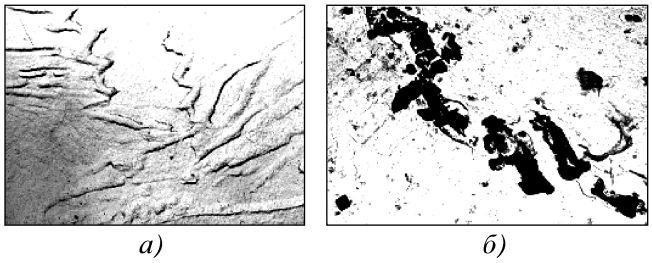
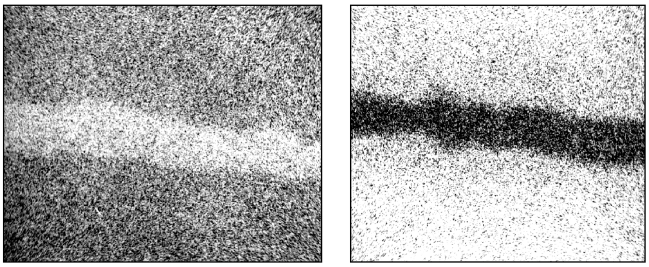
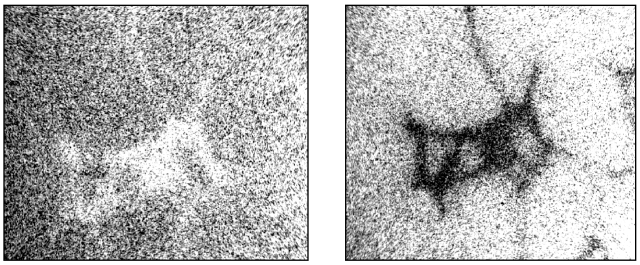


Рис. 2. Микроструктура зоны термического влияния сталей 03Х16Н9М2 (*а*) и 08Х18Н9 (*б*), ×5000



а) *б)*

Рис. 3. Растровые изображения феррита в зоне термического влияния стали 12Х18Н9Т в рентгеновском излучении хрома (*а*) и никеля (*б*), ×4000



а) *б)*

Рис. 4. Растровые изображения феррита в металле шва типа 04Х19Н11М3 в рентгеновском излучении хрома (*а*) и никеля (*б*), ×4000

остальными исследованными материалами и их сварными соединениями.

Содержание незначительного количества феррита в пределах 1...4 % свойственно как металлу шва, так и зоне термического влияния всех исследованных сталей. Морфологически выделения феррита в околошовной зоне основного металла, нагретой до высоких температур, выглядит в виде плоских вытянутых включений, в то время как в металле шва они представляют собой включения глобулярной формы (рис. 3 и 4).

По данным микрорентгеноспектрального анализа при содержании хрома 17,2 % в стали 03Х16Н9М2 и 18,6 % в стали 08Х18Н9 его концентрация в феррите соответственно достигает 23 и 28 %. Содержание остальных элементов следующее: 0,21 % Si; 1,2 % Mn; 10 % Ni; 2 % Mo (матрица 03Х16Н9М2); 0,5 % Si; 1,4 % Mn; 9,3 % Ni (матрица 08Х18Н9); 0,8 % Si; 1 % Mn; 6 % Ni; 2,3 % Mo (феррит 03Х16Н9М2); 2 % Si; 0,8 % Mn; 7 % Ni (феррит 08Х18Н9).

Характерное повышение ферритообразующих элементов в феррите, в первую очередь хрома, делает термодинамически более вероятным появление карбидов на этих участках. Имея данные по изменению концентраций элементов, можно оценить вероятность образования феррита из твердого раствора (рис. 5).

После перевода в атомные проценты и используя многомерное распределение Пуассона, получаем следующие выражения:

для стали 03Х16Н9М:

$$P_j^{\varepsilon} = \mathrm{Cr}_{170}^{230} \cdot \mathrm{Si}_4^{16} \cdot \mathrm{Mn}_{120}^{100} \cdot \mathrm{Ni}_{100}^{60} \cdot \mathrm{Mo}_{12}^{16} = 10^{-19};$$

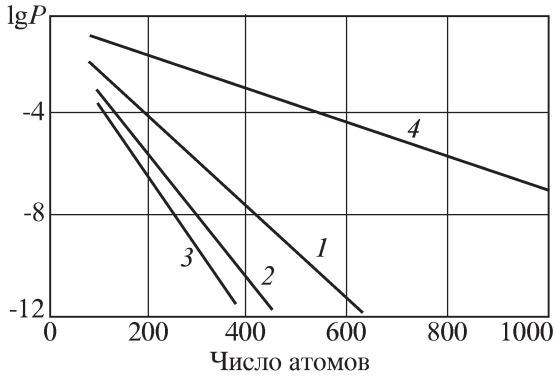


Рис. 5. Вероятность образования феррита из твердого раствора (*1*, *2*) и сигма-фазы из феррита (*3*, *4*) в сталях:
1, *3* – 03Х16Н9М2; *2*, *4* – 08Х18Н9

для стали 08Х18Н9:

$$P_j^{\varepsilon} = \mathrm{Cr}_{190}^{290} \cdot \mathrm{Si}_8^{32} \cdot \mathrm{Mn}_{140}^{120} \cdot \mathrm{Ni}_{93}^{70} = 10^{-26}.$$

При заданных составах сталей появление феррита из аустенитной стали 03Х16Н9М2 более вероятно по сравнению с составом 08Х18Н9. В то же время преобразование феррита в сигму-фазу состава 28 % Cr, 4 % Ni и 12% Mo в стали 03Х16Н9М2 происходит гораздо медленнее, чем в 08Х18Н9. Рассмотрим этот факт подробнее.

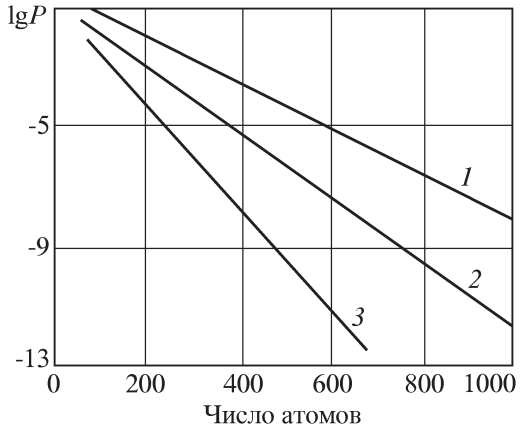
Расчет флуктуации концентрации показал относительную вероятность скопления атомов отдельных элементов для получения концентрации, отвечающей вновь образованной сигма-фазе. При этом необходимо учитывать не только скопление атомов хрома в данном участке, но и уход атомов никеля оттуда.

Для 100 атомов условно схему образования σ-фазы в 08Х18Н9 или аналогичного металла шва можно изобразить в виде 18Cr, 8Ni → 28Cr, 4Ni. Для стали 03Х16Н9М2 и ее металла шва: 16Cr, 9Ni, 2Mo → 28Cr, 4Ni, 12Mo. В таком случае участок дельта-феррита занимает промежуточное положение по химическому составу между аустенитом и сигма-фазой.

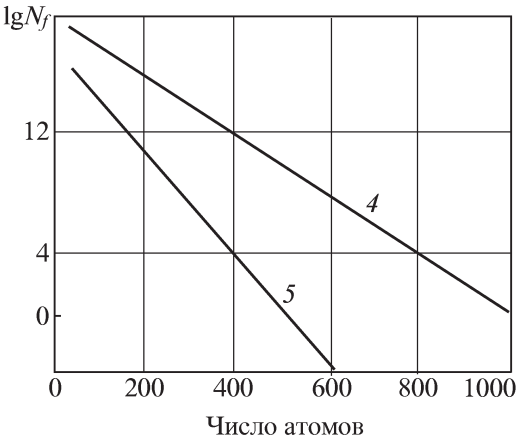
Сравнивая вероятность ухода никеля и повышения концентрации хрома, можно видеть, что они имеют соизмеримую величину. Так, в участке размером 500 атомов необходимое обогащение хромом имеет вероятность $6 \cdot 10^{-7}$, а обеднение никелем $5 \cdot 10^{-5}$. В результате число флуктуационных зародышей сигма-фазы размером по 500 атомов составляет в стали типа Х18Н9 $5 \cdot 10^{9}$ на объем в 1 см^3.

На рис. 6 показаны особенности влияния отдельных компонентов на формирование охрупчивающей фазы. Из рис. 6 следует, что предельная величина участка сигма-фазы, возникающей из твердого раствора Х18Н9, не превосходит 1000 атомов в 1 см^3. Более мелкие участки существуют в большом количестве (до 10^6 участков при размере в 700 атомов). В стали типа 03Х16Н9М2, дополнительно легированной молибденом, положение значительно изменяется.

В многомерном распределении Пуассона появляется дополнительный член, связанный с вероятностью флуктуации молибдена от 2 до 12 % мас. Переведя концентрации в атомные проценты, можно показать, что для участка в 500 атомов



а)



б)

Рис. 6. Вероятность образования (*а*) и количество зародышей сигма-фазы (*б*) из твердого раствора в зависимости от размера участков химической микронеоднородности:
1 – вероятность ухода никеля с участка сигма-фазы; *2* – вероятность прихода хрома на участок сигма-фазы; *3* – вероятность прихода молибдена на участок сигма-фазы; *4*, *5* – количество флуктуационных зародышей сигма-фазы для сталей 08Х18Н9 и 03Х16Н9М2 соответственно

вероятность скопления молибдена составляет около $5 \cdot 10^{-10}$, а в ранее выполненном примере – 10^{-14}. Подобные цифры говорят о том, что произвести увеличение концентрации молибдена до такой степени достаточно трудно. Это равносильно или даже превосходит суммарное флуктуационное воздействие всех остальных элементов, включая хром и никель. Поэтому число флуктуаций сигма-фазы при введении молибдена резко уменьшается от $5 \cdot 10^9$ до 2,5 на 1 см^3. Максимальный размер возможного зародыша также уменьшается от 1000 до 500 атомов.

Таким образом, молибден, являясь ферритизатором, входя в состав охрупчивающей фазы, способствует ее образованию. С другой стороны, по результатам проведенного расчета, молибден оказывается элементом, играющим противоположную роль.

Приведенная выше оценка и экспериментально установленный факт, что сигма-фаза в 03Х16Н9М2 образуется после 200 000 ч эксплуатации при 650 °С подтверждает положительный эффект легирования молибденом.

Выводы

1. На основании представлений статистической термодинамики обратимых процессов предложен прикладной метод флуктуационного анализа для оценки структурных образований на примере сварных соединений коррозионно-стойких аустенитных сталей.

Анализ включает в себя:

– использование многомерного распределения Пуассона для оценки флуктуационной способности группы элементов образовывать избыточные фазы в твердом состоянии;

– определение граничных условий образования участков химической микронеоднородности в заданном объеме по нескольким элементам;

– введение понятия флуктуации исходного химического состава материала для сравнения с вероятностью образования структурных образований;

– определение количества частиц в заданном объеме в зависимости от их химического состава.

2. Образование сложных карбидов, интерметаллидов, оксидов, шпинелей, нитридов и т.п. в аустенитных сталях и их сварных швах определяется не только содержанием элементов, входящих в состав этих фаз. С позиций флуктуационного анализа не меньшее значение имеют элементы, не участвующие в образовании избыточных включений, но присутствующие в исходном химическом составе материалов.

Показано, что роль молибдена как элемента-ферритизатора, с точки зрения образования охрупчивающей фазы, может быть не только отрицательной, но и положительной.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швидерман П.С.** Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

2. **Чернышева Т.А.** Границы зерен в металле сварных соединений. М.: Наука, 1986. 126 с.

3. **Смирнова Е.К., Феклистов С.И., Буяков А.Л.** Исследование структуры околошовной зоны сварных соединений аустенитных сталей после деформации при высокой температуре // Труды ЦНИИТМАШ. № 219. 1990. С. 52–59.

Станислав Ильич Феклистов, д-р техн. наук

А.Н. Леванов *(ГУО ВПО "Уральский государственный технический университет-УПИ")*

Совершенствование процессов обработки металлов давлением на основе использования активного действия сил контактного трения

Рассмотрены возможности совершенствования процессов осадки прямоугольных заготовок на плоских плитах, осесимметричной осадки и штамповки за счет использования активного действия сил контактного трения путем изменения кинематики контактных скольжений и формы инструмента. Изложены рекомендации по проектированию оборудования для опытной и промышленной реализации осесимметричной осадки и штамповки с кручением.

The paper deals with the potentials of the upsetting processes on plane plates of rectangular ingots, the axially symmetrical upsetting and stamping with using of active action of contact friction forces. The improvement of the processes mentioned above performed by changing of contact sliding kinematics and changing of tools form. The recommendations of equipment design for experimental and industrial axially symmetrical upsetting and stamping with torsion are given.

Поиск путей использования сил контактного трения для совершенствования процессов обработки металлов давлением (ОМД) связан с положением И.М. Павлова о парности сил трения и предложением об уменьшении их вредного сопротивляющегося действия. Важное практическое значение имеет разработка таких способов ОМД, при которых наиболее полно используется активное действие сил трения.

Первые из известных специальных мер по созданию активных сил трения относятся к процессам обратного выдавливания, прессования и прокатки – волочения (с заданным рассогласованием скоростей валков). Активное действие сил трения при осесимметричной деформации достигается путем вращения осадочных плит или половин штампа относительно друг друга вокруг оси заготовки, т.е. при осадке и штамповке с кручением (Контактное трение в процессах обработки металлов давлением / А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия. 1976. 416 с.).

На кафедре ОМД УГТУ-УПИ выполнены экспериментальные исследования процессов с активным трением: осесимметричной осадки и штамповки с кручением, прокатки с рассогласованием скоростей валков, осадки параллелепипеда со сдвигом, волочения прутков и проволоки с закручиванием заднего конца.

Установлено, что за счет использования положительных эффектов активного трения можно снизить требуемую мощность оборудования, повысить стойкость инструмента, улучшить проработку исходной структуры обрабатываемого материала и получить благоприятную анизотропию свойств, достичь управления формоизменением, улучшить заполнение штампа.

При лабораторном исследовании закономерностей контактного трения использовали специальные установки двух типов, на которых проводили осадку, штамповку с кручением и осадку со сдвигом соответственно.

Для исследования осадки параллелепипеда со сдвигом отожженные алюминиевые образцы с начальными размерами $h_0 = 10$, $b_0 = 10$, $l_0 = 25$ мм осаживали с относительным обжатием $\varepsilon = 0{,}5$ бойками с шероховатостью поверхности $Ra = 10$ мкм при различных соотношениях $v_в/v_г$ скоростей тангенциального и нормального перемещений подвижного бойка. Относительное уширение β, коэффициенты вытяжки λ и осадки η определяли в виде соотношения соответственно ширины, длины и высоты деформированного и исходного образцов.

Изменение кинематики контактных скольжений в связи с увеличением бокового смещения бойков в направлении оси x, совмещенной с длиной параллелепипеда, оценивали абсолютной величиной скольжения материала заготовки по инструменту в точке A (рис. 1), определяемой в виде разности перемещений инструмента u_{ix} и материала $u_{мx}$ в результате его пла-

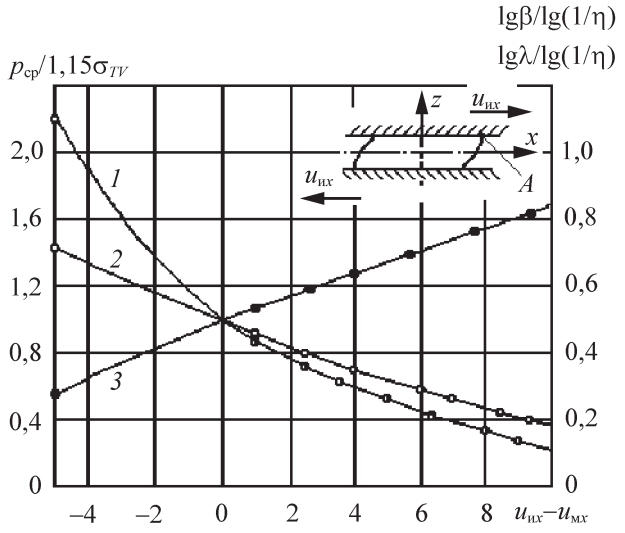


Рис. 1. Зависимость относительных нормальных напряжений $p_{ср}/1{,}15\sigma_{TV}$ (*кривая 1*), показателей формоизменения lgβ/lg(1/η) (*кривая 2*) и lgλ/lg(1/η) (*кривая 3*) от разности $u_{их}$ – $u_{мх}$ смещений инструмента и деформируемого материала

стического течения. Выявлено, что отрицательные значения разности $u_{их} - u_{мх}$ соответствуют обычной осадке и осадке при малых скоростях сдвига. Одностороннему скольжению деформируемого материала по всей поверхности инструмента соответствуют положительные значения разности $u_{их} - u_{мх}$ в точке *A*.

Из рис. 1 видно, что с увеличением разности $u_{их} - u_{мх}$ снижаются относительные средние нормальные напряжения $p_{ср}/1{,}15\sigma_{TV}$ (σ_{TV} – усредненная по объему очага деформации величина сопротивления деформации) и увеличивается коэффициент вытяжки λ. При этом возрастают также величины сдвигов в плоскости *xz*, что приводит к увеличению степени деформации заготовки при данном обжатии. Исследования процессов осадки и штамповки с кручением показали возможность снижения силы осадки в 2...5 раз. Эффект повышается с уменьшением относительной толщины цилиндрической заготовки и увеличением шероховатости бойков.

В работе [1] показано, что снижение силы при осадке с кручением по сравнению с обычной осадкой объясняется снижением нормальных напряжений преимущественно у центра контактной поверхности, т.е. при кручении как бы срезается купол эпюры этих напряжений, связанный с подпирающим действием напряжений контактного трения при обычной осадке. Этот эффект непосредственно связан с повышением стойкости бойков и штампов в их центральной части.

Результаты исследований автора показали, что решающее влияние на деформационные эффекты и энергосиловые параметры процессов осадки и штамповки с кручением оказывает соотношение между углом закручивания заготовки $\varphi_ф$ и величиной ее относительного обжатия ε. Для количественной оценки этого соотношения предложено использовать параметр скручивания заготовки $\eta_ф$:

$$\eta_ф = \frac{\varphi_ф}{\varepsilon} = \frac{\omega_ф}{\xi}, \qquad (1)$$

где $\omega_ф$ – угловая скорость относительного поворота торцов; ξ – скорость деформации по высоте.

Аналогичный параметр $\eta_м$ использовали для оценки угла поворота и скорости вращения инструмента (бойка или штампа) в виде $\eta_м = \frac{\varphi_м}{\varepsilon} = \frac{\omega_м}{\xi}$, где $\varphi_м$ и $\omega_м$ – соответственно угол поворота и угловая скорость вращения инструмента. Заметим, что углы $\varphi_м$ и $\varphi_ф$ в общем случае не одинаковы из-за пробуксовки инструмента относительно заготовки.

Обнаруженные положительные эффекты активного действия сил трения при осадке и штамповке с кручением проверены в производственных условиях авторами совместно со специалистами Нижне-Тагильского металлургического комбината (НТМК) и производственного объединения "Уралмаш".

Для проведения экспериментов на обычном оборудовании использовано винтовое крутильное устройство (рис. 2). Принцип его работы основан на использовании самоустанавливающегося инструмента. Деформируемую заготовку *2* устанавливают на нижний подвижный боек *1* или штамп. Верхний боек *3* или штамп закреплен на винте *4* с несамотормозящейся резьбой. Винт *4* с буртом *6* в свою очередь сопрягается с гайкой-тумбой *5*, закрепляемой на подштамповой плите подвижной поперечины пресса, совершающей только поступательное движение.

Изучена кинематика движения винта и разработана научно обоснованная методика расчета параметров оборудования.

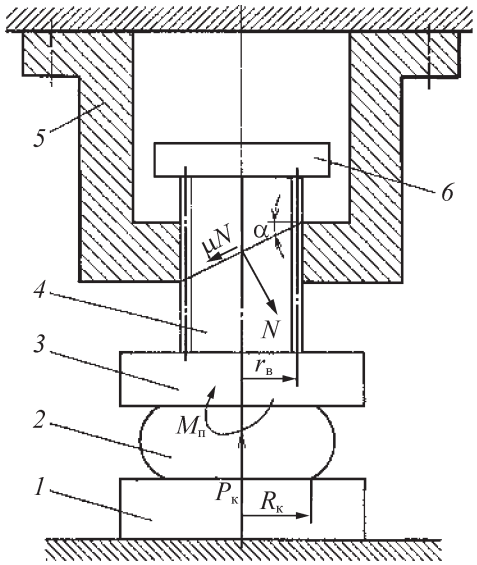


Рис. 2. Конструктивная схема винтового крутильного устройства

В зависимости от величины угла наклона резьбы винтовой пары при движении исполнительного органа пресса и гайки-тумбы вниз может происходить вворачивание винта в гайку без деформации заготовки или деформация заготовки без поворота винта, или деформация заготовки с одновременным вращением винта. Для реализации последнего режима угол наклона винтовой линии α (см. рис. 2) необходимо рассчитывать с учетом закономерностей пластического трения.

Проектирование винтовых крутильных устройств включает определение необходимого угла наклона резьбы несамотормозящегося винта и описание кинематики его движения в процессе деформации.

Для определения условия перехода винта из состояния самоторможения к скольжению рассмотрим равновесие действующих на него сил. Активную силу вворачивания винта в гайку создает сила $P_к$ осадки или штамповки заготовки с кручением (см. рис. 2). Силы сопротивления связаны с машинным трением винта в гайке и пластическим трением на поверхности контакта бойка *3* или штампа с деформируемой заготовкой *2*. Обозначив нормальную реакцию опоры винта на резьбу гайки через N, а тангенциальную через μN (где μ – коэффициент машинного трения), запишем уравнение моментов относительно оси вращения винта:

$$M_N - M_\mu - M_п = 0, \qquad (2)$$

где M_N – момент, создаваемый силой N; M_μ – момент сил машинного трения в резьбе; $M_п$ – момент сил пластического трения.

Обозначив через $r_в$ средний радиус резьбы, а через $\tau_{ст}$ усредненную по радиусу величину тангенциальных напряжений контактного трения, получим

$$M_N = Nr_в \sin\alpha; \; M_\mu = \mu N r_в \cos\alpha; \quad M_п = 2\tau_{ст}\pi R_к^3/3, \qquad (3)$$

где $R_к$ – радиус контактной поверхности заготовки.

Обозначив далее через $\varphi_т = \tau_{ст}/p_{ст}$ показатель величины тангенциальных напряжений трения (где $p_{ст}$ – среднее нормальное напряжение), получим

$$\tau_{ст} = \varphi_т p_{ср} = \varphi_т P_к / \pi R_к^2. \qquad (4)$$

Подставив записанные соотношения в уравнение (2), получим

$$Nr_в \sin\alpha = \mu N r_в \cos\alpha + 2\varphi_т P_к R_к / 3. \qquad (5)$$

Для определения нормальной силы N используем уравнение равновесия винта в вертикальном направлении:

$$P_к - \mu N \sin\alpha - N\cos\alpha = 0. \qquad (6)$$

С учетом уравнения (6) из уравнения (5) получим окончательную формулу для расчета угла наклона винтовой линии резьбы:

$$\mathrm{tg}\alpha = (\mu r_в / R_к + 2\varphi_т/3)/(r_в/R_к - 2\mu\varphi_т/3). \qquad (7)$$

Для описания кинематики движения винта используем уравнение баланса работ активных сил и сил сопротивления в виде

$$dZ = dA_v + dA_\varphi dZ_т, \qquad (8)$$

где dZ – элементарная работа кузнечной машины с поступательным движением исполнительного органа; dA_v – работа, затрачиваемая на осадку заготовки; dA_φ – работа, передаваемая заготовке при вращательном движении винта; $dZ_т$ – потери энергии на трение в резьбе;

$$\begin{aligned} dZ &= P_к v_м dt; \\ dA_v &= P_к (v_м - v_в) dt; \\ dA_\varphi &= M_п \omega dt; \\ dZ_т &= \mu N r_в \omega dt / \cos\alpha, \end{aligned} \qquad (9)$$

где $v_м$ – скорость поступательного движения исполнительного органа машины; $v_в$ и ω – скорости соответственно поступательного и вращательного движений винта.

Обозначив через $dS = v_м dt$ и $dH = (v_м - v_в)dt$ малые перемещения исполнительного органа машины и малые обжатия заготовки соответственно, из уравнения (8) с учетом выражений (9) получим

$$P_к dS = P_к dH + (M_п + \mu N r_в \cos\alpha) d\varphi, \qquad (10)$$

где φ – угол вращения винта.

Для малых конечных перемещений ΔS и ΔH:

$$P_к \Delta S = P_к \Delta H + (M_п + \mu N r_в / \cos\alpha)\Delta\varphi. \qquad (11)$$

Учитывая связь между ΔH и ΔS через угол поворота и шаг винта h, а также условия минимума суммарных затрат энергии на осадку и кручение, получим следующее уравнение для расчета соотношения между $\Delta\varphi$ и ΔH:

$$\Delta\varphi^2 + \frac{4\pi}{h}\Delta H \Delta\varphi + \frac{2\pi}{h}\left(\frac{h}{2\pi}\frac{P_0}{BkH_0} + \frac{1}{B} - \frac{P_0}{kH_0}\right)\Delta H^2 = 0, \qquad (12)$$

где P_0, H_0 – соответственно сила и высота заготовки в начале деформации; k – угловой коэффициент линейного участка опытной зависимости $P_к$ от $\varphi_ф$ для рассматриваемой ступени деформации;

$$B = r_в \frac{(\sin\alpha - \mu\cos\alpha)\cos\alpha + \mu}{\cos\alpha(\mu\sin\alpha + \cos\alpha)}. \qquad (13)$$

В соответствии с описанной методикой спроектировано винтовое устройство, рассчитанное на осевую нагрузку до 10000 кН. С его помощью на Нижнетагильском металлургическом комбинате (НТМК) проведена опытная штамповка железнодорожного колеса (в масштабе 1:5) в горячем состоянии на гидравлическом прессе номинальной силой 35 МН. Эффекты снижения силы штамповки и получения интенсивных сдвиговых деформаций в колесе от кручения полностью подтвердились. Механические испытания колеса показали повышение характеристик пластичности примерно в 1,5 раза.

Работоспособность винтового устройства подтверждена при осадке цилиндрических заготовок из титановых и алюминиевых сплавов на Верхне-Салдинском металлургическом производственном объединении (ВСМПО).

Разработано крутильное устройство для эксплуатируемых промышленных гидравлических прессов силой 35 и 70 МН и специального пресса[1] для штамповки с кручением силой 90 МН. Этот пресс обеспечивает возможность получения цельноштампованных железнодорожных колес, минуя операцию раскатки на колесопрокатном стане.

Для определения крутящего момента необходимо оценить его максимально возможную величину при достижении предельной по кинематике величины напряжений трения между инструментом и заготовкой, расчет которой обоснован в работе [1]. Тогда крутящий момент $M_к$ можно рассчитать по формуле

$$M_к = 2\tau_{тс}\pi(R_н^3 - R_в^3)/3, \qquad (14)$$

где $\tau_{тс}$ – усредненное по контактной поверхности напряжение трения; $R_н$ и $R_в$ – соответственно наружный и внутренний радиусы контактной поверхности.

В инженерных расчетах напряжение $\tau_{тс}$ можно определять по соотношению $\tau_{ср}/p_{ср}$, где $p_{ср}$ находят известными методами для обычного процесса осадки или штамповки (без кручения). Для приближенного определения $\tau_{ср}/p_{ср}$ в зависимости от отношения диаметра D к высоте H деформируемой заготовки и других условий удобно использовать номограммы, приведенные в работе (Контактное трение в процессах обработки металлов давлением / А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия, 1976. 416 с.).

Угловую скорость вращения исполнительного органа пресса рассчитывают по соотношению $\omega = \eta_м\xi$. При этом параметр $\eta_м$ принимают в соответствии с требуемой степенью скручивания заготовки и эффектом снижения необходимой силы.

Наряду с описанным выше использованием активного действия сил трения путем принудительного изменения кинематики контактных скольжений существует возможность увеличения этих сил за счет некоторого изменения формы деформирующего инструмента по сравнению с традиционной. Например, при изготовлении дисков на ВСМПО широко использовали трудоемкую всестороннюю ковку исходных заготовок под штамповку на паровоздушных молотах (ПВМ) с целью накопления достаточного укова, обеспечивающего получение необходимой структуры материала.

При переводе штамповки дисков на более прогрессивное оборудование – гидровинтовые прессы (ГВП) возникла задача поиска иного способа проработки исходной заготовки в предварительных переходах перед окончательной штамповкой.

Эту задачу решали путем установления рациональной формы фигурных бойков, при которой достигали интенсификации деформации за счет активного действия сил контактного трения. Величину и характер распределения накопленной деформации для ряда выбранных вариантов осадки в фигурных бойках определяли по результатам опытов на пластилиновых моделях [2].

Максимальный эффект повышения степени деформации и равномерности ее распределения по объему заготовки по сравнению с осадкой в плоских бойках достигается при использовании разработанного сотрудниками кафедры ОМД УГТУ-УПИ способа осадки в конусных и выпукло-вогнутых бойках. Схема осадки цилиндрической заготовки в таких бойках за два перехода с промежуточной кантовкой на 180° и последующей калибровкой в плоских бойках приведена на рис. 3. Модельный эксперимент на пластилине по этой схеме позволил оценить эффект повышения степени и однородности деформации по сравнению с обычной осадкой в плоских бойках.

На рис. 4 приведены кривые распределения относительных деформаций $\Lambda/\Lambda_о$ (где Λ – накопленная деформация; $\Lambda_о$ – степень однородной деформации, определяемая по формуле $\Lambda_о = \sqrt{3}\ln 1/(1+\varepsilon)$) по высоте осаженных образцов при осадке в плоских бойках за один переход (*кривые 1 и 2*) и при осадке по предлагаемой схеме (*кривые 3 и 4*) для двух относительных радиальных координат: высоты $\bar{x} = x/H$ и радиуса $\bar{r} = r/R_о$ расчетных ячеек (*1*, *3* – $\bar{r} = 0{,}15$; *2*, *4* – $\bar{r} = 0{,}96$; $H_о$, $R_о$ – размеры модельных образцов; $H_о$ = 100 мм; $R_о$ = = 26 мм).

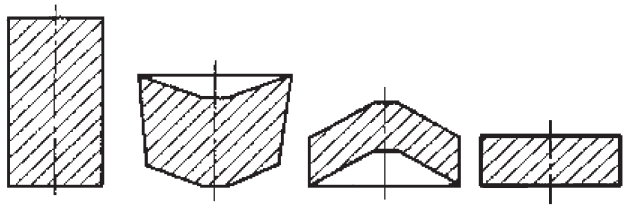


Рис. 3. Переходы осадки заготовки в конусных и выпукло-вогнутых бойках

[1]Проект выполнен Ю.П. Боровиковым, консультации – В.И. Койреса, ведущего специалиста бюро ТГП НИИтяжмаш при УЗТМ.

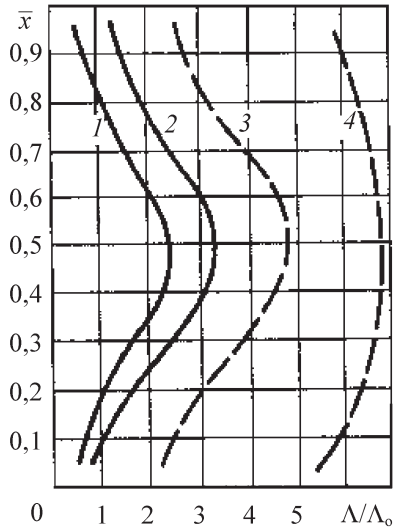


Рис. 4. Кривые распределения относительных деформаций Λ/Λ_o по высоте осаженных образцов

Из рис. 4 видно, что при использовании предлагаемого способа осадки значительно увеличиваются степень деформации и равномерность ее распределения.

Для промышленных испытаний предложенного способа использовали заготовки из сплава ВТ8 диаметром 165 и высотой 242 мм из обточенного кованого прутка, а также диаметром 130 и высотой 150 и 210 мм из обточенного проката. Деформацию осуществляли в два этапа. На первом проводили осадку с промежуточной кантовкой при температуре β-области (1050 °С). После охлаждения до температуры цеха проводили нагрев до температуры (α + β)-области (950 °С) и аналогичную первому этапу осадку с кантовкой.

Металлографический анализ результатов промышленных испытаний позволил сделать вывод о целесообразности отказа от всесторонней ковки при подготовке мерных заготовок под штамповку.

Выводы

Развитие активного действия сил контактного трения при осадке и штамповке путем изменения кинематики движения деформирующего инструмента позволяет увеличить передачу мощности, расходуемой на деформацию, управлять деформированным состоянием заготовки за счет интенсивного увеличения сдвиговых деформаций, снижать нормальные давления металла на инструмент.

Общие закономерности трения позволяют определить энергосиловые и кинематические параметры, рациональные режимы осуществления таких процессов, предельно допустимую величину активных сил трения.

Область рационального использования процессов осадки и штамповки с активным трением определяется: 1) необходимостью снижения и перераспределения нормальных контактных напряжений при штамповке изделий малой относительной толщины с трудно оформляемыми элементами; 2) возможностью существенного повышения уровня механических свойств изделий и снижения неоднородности их распределения за счет увеличения накопленной сдвиговой и суммарной деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Леванов А.Н., Выдрин А.В., Колмогоров В.Л.** Связь напряжений граничного трения при обработке металлов давлением с контактными скольжениями и приконтактными деформациями // Трение и износ. 1986. № 3. С. 437–445.

2. **Довбня А.А., Смирнов В.К., Харитонин С.В., Леванов А.Н.** Совершенствование штамповки дисков из титановых сплавов путем интенсификации деформации заготовок в выпукло-вогнутых конусных бойках // Технология легких сплавов. 1991. № 7. С. 65–68.

Алексей Николаевич Леванов, д-р техн. наук

Читайте в следующем номере:

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

И.Е. Семёнов, А.В. Иванов *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Сравнение аналитических и численных методов расчета технологических параметров процесса обратного выдавливания коробчатых деталей*

Приведен анализ численных и аналитических методов расчета сил деформирования при обратном выдавливании коробчатых деталей, в том числе в условиях действия активных сил трения. На примере расчета коробчатых деталей из алюминия АД1 показано, что аналитические зависимости и численные методы анализа, основанные на методе конечных элементов, дают достаточно точные результаты, позволяющие рекомендовать их для расчета величин сил, действующих на рабочий инструмент при обратном выдавливании. Помимо этого, численное исследование дает возможность предсказывать формоизменение заготовки на любой стадии процесса обратного выдавливания, что позволяет делать выводы о качестве получаемых деталей и более полно учитывать характерные особенности деформирования при разработке технологического процесса.

The article compares the numerical and analytical methods of calculation of deformation forces during backward extrusion of box bodies taking into account the active acting of the frictional forces.

Детали коробчатой формы, которые находят широкое применение в машиностроении, электронной и других отраслях промышленности, получают в основном холодным обратным выдавливанием из объемной заготовки либо вытяжкой или гибкой из листового материала. В этом случае получают высокоточные изделия с хорошим качеством поверхности при невысокой, относительно процессов горячей штамповки и обработки резанием, трудоемкости и материалоемкости [1].

Однако процесс холодного выдавливания имеет существенный недостаток, связанный с высокими удельными нагрузками, действующими на рабочий инструмент, что приводит к быстрому износу пуансонов. Существующие сегодня эффективные способы снижения нагрузок, действующих на пуансон при выдавливании, связаны с изменением направления сил трения на поверхности заготовки и превращения их в так называемые "активные" силы трения. Однако эти методы не получили широкого распространения, в первую очередь из-за слабой изученности процесса в теоретическом плане [1].

В связи с тем, что при проектировании технологического процесса необходимо знать нагрузки, действующие на рабочий инструмент, задача правильного определения силовых параметров процесса выдавливания коробчатых деталей с различными вариантами приложения сил трения является актуальной.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства по образованию Министерства науки и образования РФ в рамках тематического плана 2006 г. МГТУ им. Н.Э. Баумана.

В данной работе исследованы возможности и проведено сравнение аналитического и численного методов расчета сил, действующих на инструмент, при обратном выдавливании.

Аналитический метод

Рассмотрим аналитические зависимости для определения сил деформирования при обратном выдавливании, полученные приближенным энергетическим методом. Данный метод анализа позволяет учесть любые условия трения при обратном выдавливании, в том числе действие активных сил трения [1].

При исследовании обратного выдавливания пуансоном с плоским торцом необходимо выделить три последовательных стадии этого процесса. Первая стадия характеризуется заполнением пространства между пуансоном и матрицей осаживаемым металлом при выдавливании некоторого объема металла в направлении высоты. На второй стадии металл, вытесняемый из-под пуансона, течет лишь в направлении высоты заготовки, причем объем металла, охваченный пластической деформацией под пуансоном, распространяется на определенную глубину и практически остается постоянным на протяжении всей этой стадии. Третья стадия начинается с момента вовлечения всего объема металла, находящегося под пуансоном, в пластическую деформацию.

С практической точки зрения наибольший интерес представляет исследование второй и третьей стадий, так как для их реализации требуются наибольшие силы деформации, а в ряде случаев, когда зазор в начальный момент времени между заготовкой и матрицей отсутствует, рассмотрением первой стадии можно совсем пренебречь.

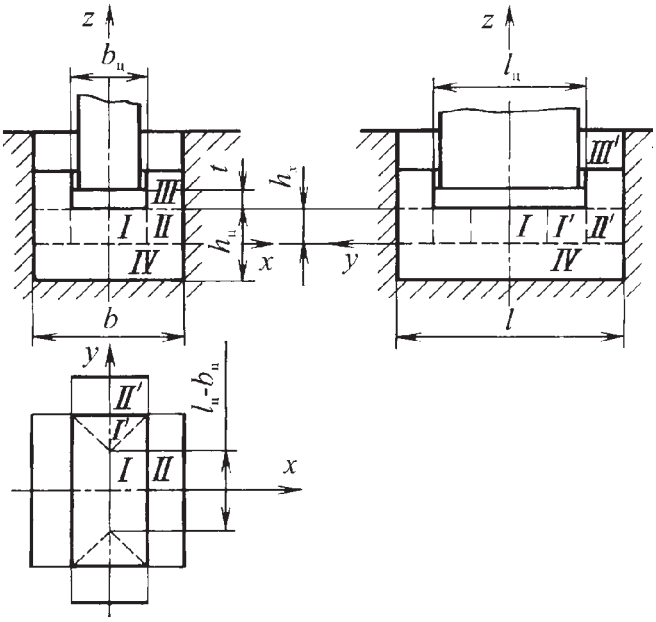


Рис. 1. Схема обратного выдавливания коробчатых деталей на второй стадии процесса

Схема деформирования заготовки на второй стадии процесса обратного выдавливания (при установившемся течении металла) представлена на рис. 1.

При проведении теоретического исследования за основу принята методика определения удельных сил и глубины распространения пластической зоны при обратном выдавливании заготовок в условиях плоской деформации, предложенная И.Я. Тарновским, а в качестве базовой – модель процесса обратного выдавливания, согласно которой траектории течения металла под пуансоном определяются в соответствии с принципом наименьшего сопротивления [1]. При этом приняты следующие допущения:

– материал заготовки жесткопластичный, изотропный, однородный и несжимаемый;

– компоненты деформации не зависят от координат, а компоненты перемещений в направлении осей являются их линейными функциями;

– угловые сдвиги отсутствуют;

– прямоугольная область заготовки под пуансоном разделена на участки I и I', течение металла в которых осуществляется соответственно в направлении осей x и y;

– весь объем заготовки разбит на зоны I, II, III, IV, I', II', III', пластические деформации сосредоточены в зонах I, I', II, II', а зоны III, III', IV – жесткие;

– функции для перемещений терпят разрывы на границах различных участков заготовки, которые компенсируются введением работ сил среза на соответствующих границах;

– работой, затрачиваемой на заполнение металлом угловых участков, ввиду большой длины коробочек и малой толщины стенок, пренебрегаем.

На основе предложенного метода в общем случае удельные силы на торце пуансона определяем из условия равенства работ внешних и внутренних сил:

$$A_n = A_{тр.г} + A_{тр.в} + A_{ср} + A_{вн} ,$$

где A_n – работа нормальной составляющей деформирующей силы, приложенной к торцу пуансона; $A_{тр.г}$ – работа сил трения по горизонтальным поверхностям; $A_{тр.в}$ – работа сил трения по вертикальным поверхностям; $A_{ср}$ – работа сил среза на границах участков; $A_{вн}$ – работа внутренних сил.

Деформация плоским пуансоном без действия активных сил трения

Рассмотрим процесс обратного выдавливания коробчатых деталей согласно схеме, представленной на рис. 1. Исследуя вторую стадию процесса без действия активных сил трения [1], для которой $h_x \le h_ц$, получаем следующее выражение для определения удельных сил выдавливания:

$$p_{IIi} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{si}\left(2 + \frac{\sqrt{3}}{2}\psi_i\frac{t_i}{a} + \frac{b_ц}{4h_{xi}}\left(\frac{\psi_i + 1}{6}(3-\lambda) + \frac{2a}{b_ц}\right) + \frac{h_{xi}}{4a}\left(\psi_i + \frac{b}{b_ц} + \frac{l}{l_ц} - 1\right)\right), \quad (1)$$

где $p_i = \frac{P_i}{S}$ – удельная сила деформирования на i-м шаге нагружения, МПа; P_i – средняя сила деформирования на i-м шаге нагружения; S – площадь торца пуансона; σ_{si} – среднее напряжение текучести материала на i-м шаге нагружения, МПа;

$$\psi_i = \frac{\tau}{\tau_s} = \mu + \frac{1}{8}\frac{b_ц}{h_{цi}}(1-\mu)\sqrt{\mu} ,$$

τ – среднее касательное напряжение в парах трения, МПа; τ_s – предел текучести материала на сдвиг, МПа; μ – коэффициент трения; b – ширина заготовки (матрицы); l – длина заготовки (матрицы); $b_ц$ – ширина пуансона; $l_ц$ – длина пуансона; $h_{цi}$ – средняя высота образца под пуансоном на i-м шаге нагружения; h_{xi} – средняя глубина распространения пластической деформации в образце под пуансоном на i-м шаге нагружения; t_i – высота рабочего пояска пуансона, или средняя высота поверхности контакта стенки коробки с пуансоном на i-м шаге нагружения; $\lambda = \frac{b_ц}{l_ц}$ – относительная длина пуансона; a – толщина стенки коробки.

Если весь процесс деформации разбить на i шагов, то в пределах каждого шага нагружения можно получить зависимости удельных сил деформирования для определенных значений напряжений текучести материала. Очевидно, что величина среднего напряжения текучести на i-м шаге нагружения будет определяться по зависимости $\sigma_{si} = f(\varepsilon_i)$, где ε_i – средняя степень деформации металла заготовки на i-м шаге нагружения.

В работе [1] показано, что для процесса обратного выдавливания степень деформации можно приближенно определять по формуле $\varepsilon = \frac{h_0 - h_{цi}}{h_0}$, где h_0 – начальная высота заготовки. В пределах каждого малого шага нагружения материал, свойства которого описываются различными упругопластическими моделями поведения среды с упрочнением, можно рассматривать жесткопластичным с постоянной величиной напряжения текучести. Таким образом, допущение о жесткопластичной среде, принятое при выводе формул для определения сил деформирования и глубины проникновения пластической деформации, будет выполнено в пределах единичного малого шага нагружения.

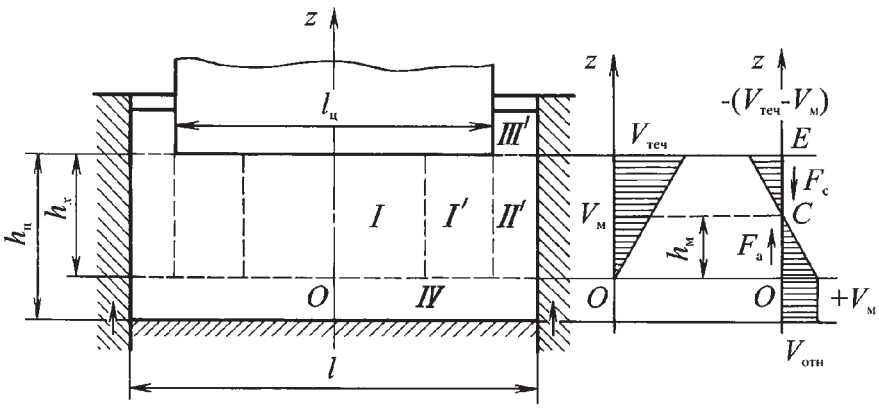


Рис. 2. Схема обратного выдавливания с активными силами трения

Исходя из принципа минимума полной энергии деформации, для жесткопластической среды величину распространения очага пластической деформации определяем по следующей зависимости:

$$h_{xi} = \sqrt{\frac{ab_ц\left(\frac{(\psi_i+1)(3-\lambda)}{6}+\frac{2a}{b_ц}\right)}{\psi_i+\frac{b}{b_ц}+\frac{l}{l_ц}-1}}. \qquad (2)$$

Переход от второй стадии к третьей определяется условием $h_{xi} = h_{цi}$ (см. рис. 1). Тогда формула для расчета удельных сил на третьей стадии выдавливания принимает вид

$$p_{IIIi} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{si}\left(2+\frac{\sqrt{3}}{2}\psi_i\frac{t_i}{a}+\right.$$
$$\left.+\frac{b_ц}{4h_{цi}}\left(\frac{\psi_i}{3}(3-\lambda)+\frac{a(1+\psi_i)}{b_ц}\right)+\frac{h_{цi}}{4a}\left(\psi_i+\frac{b}{b_ц}+\frac{l}{l_ц}-1\right)\right). \qquad (3)$$

Деформация плоским пуансоном с учетом действия активных сил трения

Рассмотрим процесс обратного выдавливания коробчатых деталей с действием активных сил трения. Особо интересен случай, когда активные силы трения приложены только по узким сторонам коробки, так как в этом случае существует возможность управлять процессом течения металла в стенке.

При принудительном движении узких стенок матрицы в сторону течения металла направление сил трения на боковой поверхности заготовки в этих зонах совпадает с направлением течения металла, т.е. силы трения меняют знак, как это показано на рис. 2. В данном случае величины всех работ определяем аналогично обычному выдавливанию. Исключение составляют работы сил трения по вертикальным поверхностям контакта стенки матрицы с металлом в зоне III'. В общем случае, когда скорость подъема матрицы $V_м$ совпадает со скоростью течения металла $V_{теч}$ при $z = h_м$, на участке боковой поверхности OC будут действовать активные силы трения $F_а$ (см. рис. 2), а на участке CE – силы трения сопротивления $F_с$.

Обозначим $V_м/V_{теч} = h_м/h_x = \alpha$ – коэффициент опережения.

Учитывая изменение сил трения при обратном выдавливании при действии активных сил трения и коэффициент опережения стенки матрицы, выражение для удельных сил выдавливания на второй стадии запишем в виде

$$p'_{IIi} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{si}\left(2+\frac{\sqrt{3}}{4}\psi_i\frac{t}{a}(2-\lambda\alpha)+\right.$$
$$+\frac{b_ц}{4h_{xi}}\left(\frac{\psi_i+1}{6}(3-\lambda)+\frac{2a}{b_ц}\right)+ \qquad (4)$$
$$\left.+\frac{h_{xi}}{4a}\left(\psi_i(1-\lambda\alpha^2)+\frac{b}{b_ц}+\frac{l}{l_ц}-1\right)\right).$$

Величина распространения очага пластической деформации будет несколько иной, чем при обычном выдавливании:

$$h_{xi} = \sqrt{\frac{ab_ц\left(\frac{(\psi_i+1)(3-\lambda)}{6}+\frac{2a}{b_ц}\right)}{\psi_i(1-\lambda\alpha^2)+\frac{b}{b_ц}+\frac{l}{l_ц}-1}}. \qquad (5)$$

Для третьей стадии выдавливания, когда $h_{xi} = h_{цi}$, формула для определения удельных сил имеет вид

$$p'_{IIIi} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{si}\left\{2+\frac{\sqrt{3}}{4}\psi_i\frac{t}{a}(2-\lambda\alpha)+\right.$$
$$+\frac{b_ц}{4h_{цi}}\left[\frac{\psi_i}{3}(3-\lambda)+\frac{a(1+\psi_i)}{b_ц}\right]+ \qquad (6)$$
$$\left.+\frac{h_{цi}}{4a}\left(\psi_i(1-\lambda\alpha^2)+\frac{b}{b_ц}+\frac{l}{l_ц}-1\right)\right\}.$$

Численный метод анализа

Современные теоретические исследования процессов ОМД в значительной степени базируются на численных методах анализа, наиболее эффективным из которых является метод конечных элементов (МКЭ).

Как правило, исследование технологических процессов ОМД проводится на конечноэлементных моделях, описывающих движение сплошной среды на основе подхода Лагранжа. При этом объем деформируемой заготовки разбивается на элементарные объемы, образующие сетку лагранжевых конечных элементов, узлы которой принадлежат материалу заготовки. В связи с тем, что при деформации заготовки лагранжевы конечные элементы (КЭ) деформируются и перемещаются вместе с материалом, при анализе процессов, характеризующихся большими деформациями, невозможно получить достоверные результаты по формоизменению заготовки вследствие искажения и вырождения КЭ-сетки. Это связано с тем, что при возникновении больших пластических деформаций наблюдается сложное течение металла с явлениями массопереноса, при котором волокна материала приобретают ориентированную структуру.

Однако помимо подхода Лагранжа в изучении поведения сплошной среды существует подход Эйлера, при котором объектом изучения являются различные поля, характеризующие движение сплошной среды. В отличие от лагранжевой постановки задачи при подходе Эйлера исследуют неподвижное пространство наблюдателя, заполненное движущейся средой (средами). В этом случае эйлерова сетка КЭ-модели остается неизменной во времени и не искажается вместе с материалом, а в ходе решения рассматривается движение деформируемой сплошной среды внутри эйлеровой сетки КЭ. В результате становится возможным решить проблему больших деформаций и учесть явления массопереноса при моделировании технологических процессов ОМД, для которых характерны большие пластические деформации [2].

Анализ появившихся в последние годы публикаций, посвященных эйлеровскому описанию процессов ОМД, показывает, что достаточно большое число работ по этой тематике выполнено специалистами в программном комплексе ANSYS/LS–DYNA, позволяющем достаточно просто осуществлять взаимодействие лагранжевых и эйлеровых сеток с помощью встроенных возможностей пакета [2].

Конечноэлементная модель процесса обратного выдавливания в постановке Эйлера

В данной работе выполнено трехмерное конечноэлементное моделирование обратного выдавливания коробчатых деталей на основе эйлерового описания поведения сплошной среды в конечноэлементном пакете ANSYS/LS–DYNA (Программный комплекс бесплатно предоставлен МГТУ им. Н.Э. Баумана представительством CAD-FEM GmbH в Москве).

Рис. 3. Геометрическая (*а*) и конечноэлементная (*б*) модели процесса обратного выдавливания

В связи с тем, что процесс обратного выдавливания коробчатых деталей с одинаковой толщиной стенки относительно параллельных сторон симметричен, рассматривали четверть сечения заготовки и инструмента (рис. 3, *а*).

Эйлерову модель заготовки и пространство, в котором исследовали течение металла, формировали из 66940 трехмерных твердотельных гексаэдрических элементов с одинаковыми упругопластическими свойствами (рис. 3, *б*). Рабочие инструменты (матрица и пуансон) моделировали в лагранжевой постановке с помощью абсолютно жестких оболочечных элементов, которые контактировали с эйлеровой КЭ-моделью. Для описания взаимодействия лагранжевых элементов с эйлеровой средой использовали встроенные возможности программного пакета LS–DYNA. Скорость перемещения пуансона принята постоянной и равной $V_п$ = 10 мм/с.

Допущения, принятые при МКЭ-расчете

При численном моделировании были приняты следующие допущения:

– исследовали холодную пластическую деформацию (температура металла ниже температуры рекристаллизации) при изотермических условиях процесса, что позволило не учитывать зависимость сопротивления деформации от скорости деформации;

– инструмент рассматривали абсолютно жестким;

– трение в контакте между лагранжевой и эйлеровой средами подчиняется закону граничного трения Амонтона–Кулона, а коэффициент трения постоянен на всей контактной поверхности;

– в расчете не учитывали зависимость внутренней энергии деформируемого металла от параметров процесса выдавливания (давления, температуры, изменения объема), т.е. не рассматривали уравнения состояния деформируемой среды.

Расчет сил деформирования при обратном выдавливании коробок пуансоном с плоским торцом

Рассмотрим принцип определения удельных сил деформирования при обратном выдавливании заготовок на примере выдавливания алюминиевого сплава АД1. Механическая характеристика АД1 при холодной деформации может быть описана моделью упругопластической среды с билинейным изотропным упрочнением (рис. 4) со следующими характеристиками: предел текучести $\sigma_т$ = 35 МПа; модуль упругости первого рода E = 72 ГПа; модуль упрочнения $E_у$ = = 170 МПа; коэффициент Пуассона ν = 0,31; плотность ρ = 2710 кг/м^3.

Как отмечено выше, формулы (1)–(6), выведенные для жесткопластической среды, могут быть использованы для определения сил деформирования и глубины проникновения пластической деформации при обратном выдавливании заготовок из сплава АД1, если процесс деформирования будет разбит на достаточно большое число шагов нагружения, в пределах которых напряжение текучести не меняется.

Геометрические параметры заготовки: длина l = 50 мм, ширина b = 25 мм, высота h_0 = 9 мм. Геометрические параметры пуансона: длина $l_ц$ = 46 мм, ширина $b_ц$ = 21 мм. Таким образом, толщина стенок формуемой коробки принята одинаковой по всем сторонам и равной a = 2 мм.

Формулы (1)–(6) включают в себя параметр t – высоту рабочего пояска пуансона, характеризующую высоту поверхности контакта пуансона со стенками формуемой коробки, материал которой находится в пластическом состоянии. Как показано в работе [1], при обратном выдавливании коробок с вышеуказанными размерами пуансоном с плоским торцом пластическая зона в стенках коробки распространяется на высоту 3...5 мм от торца пуансона. Таким образом, для упрощения аналитических расчетов принимаем t = 3 мм.

Силы деформирования определяли для двух случаев выдавливания. В первом случае рассматривали процесс без действия активных сил трения, во втором учитывали действие активных сил трения только по узким сторонам матрицы при коэффициенте опережения α = 1,9. В обоих случаях принимали, что контакт заготовки с инструментом осуществляется через смазку, в связи с чем коэффициент трения принят равным μ = 0,2 [1].

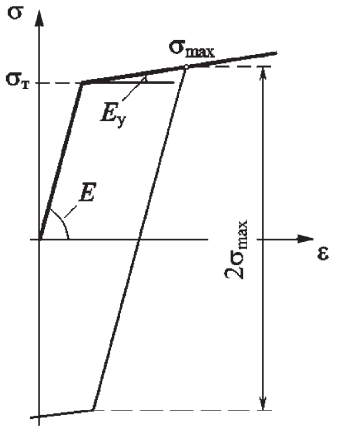


Рис. 4. Упругопластическая характеристика сплава АД1 с билинейным изотропным упрочнением

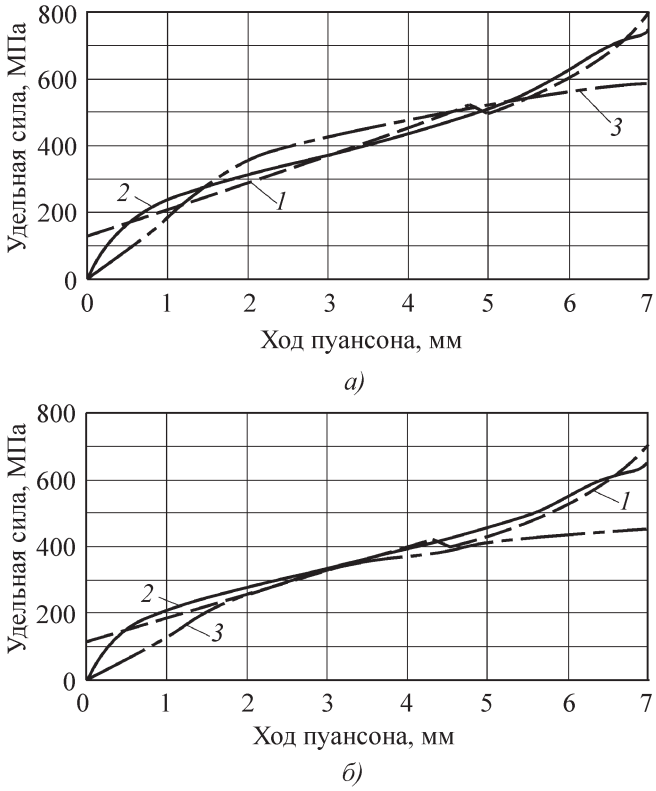


Рис. 5. Изменение удельных сил на пуансоне в зависимости от хода пуансона:
а – выдавливание без активных сил трения; *б* – выдавливание с активными силами трения по узким стенкам матрицы; *1* – аналитический расчет; *2* – численный МКЭ-анализ; *3* – экспериментальные данные

На рис. 5 показаны зависимости удельных сил (давлений) на пуансоне при обратном выдавливании (*кривая 1*), рассчитанные по аналитическим зависимостям (1)–(6) для первого случая (без действия активных сил трения) (*а*) и для второго случая процесса выдавливания (с учетом действия активных сил трения) (*б*).

На рис. 5 приведены также графики зависимости удельной силы выдавливания от хода пуансона (*кривая 2*) для первого (*а*) и второго (*б*) случаев, построенные по результатам численного МКЭ-анализа.

В результате аналитического и численного расчетов установлено, что характер изменения удельных сил выдавливания совпадает для обоих случаев про-

цесса выдавливания: без учета активных сил трения и с учетом активных сил трения. При этом наблюдается хорошая сходимость результатов, полученных аналитически и с помощью МКЭ-метода, с практическими (см. рис. 5, *кривая 3*) [1]. В связи с тем, что для второй и третьей стадий выдавливания зависимость удельных сил от перемещения пуансона описывается различными формулами, функции изменения удельных сил для обоих случаев выдавливания имеют разрывы (см. рис. 5, *а, б*, *кривая 1*).

Анализ графиков, представленных на рис. 5, показал, что на второй стадии обратного выдавливания, когда глубина проникновения зоны пластической деформации под пуансоном меньше высоты заготовки под пуансоном, отклонение расчетных данных, полученных аналитически и численно, от экспериментальных результатов не превышает 10 %. Однако на третьей стадии выдавливания наблюдаются существенные расхождения между теоретическими и практическими результатами. Помимо того, что изменяется характер изменения удельных сил, отклонения между теоретическими и практическими результатами в конце выдавливания достигают 25 %.

В связи с тем, что графики построенные по аналитическим зависимостям и на основании численного МКЭ-эксперимента идентичны, остается предположить, что на третьей стадии процесса обратного выдавливания наблюдается расхождение в величинах каких-либо параметров (в первую очередь коэффициента трения) процесса принятых при теоретических исследованиях и при практической реализации процесса. Кроме того, во время проведения эксперимента не были исследованы некоторые параметры, влияющие на силу выдавливания, такие как деформация инструмента и матрицы, изменение коэффициента трения в развитой пластической зоне очага деформации, и т.д., в то время как при теоретических исследованиях инструмент рассматривали абсолютно жестким, а коэффициент трения – постоянным.

Однако, как показывают результаты теоретических и экспериментальных исследований, применение активных сил трения только вдоль узкой стенки матрицы позволило снизить силу выдавливания на 10 %. Очевидно, это связано с тем, что при действии активных сил трения глубина проникновения пластической деформации больше, чем в первом случае на 13...20 %, и, следовательно, влияние небольших внешних зон *III*, *III'* и *IV*, работающих в зоне упругости, на энергетические и силовые параметры процесса не так заметно.

Данный вывод также подтверждает исследование графиков на рис. 5, построенных на основе аналитических зависимостей (*кривая 1*). Установлено, что в случае выдавливания без активных сил трения пластическая деформация распространяется на весь объем металла, находящегося под пуансоном, позже, чем в случае процесса с активными силами трения. Например, в первом случае глубина распространения очага пластической деформации равна 4,2 мм, а во втором – 4,8 мм.

Помимо сил деформирования, при численном методе анализа процесса обратного выдавливания определяли формоизменение заготовки. На рис. 6 показаны внешний вид заготовки (*а*) и коробчатого изделия (*б, в*), полученного расчетом на эйлеровой КЭ-модели для случая выдавливания коробки со смазкой из алюминиевого сплава АД1 с толщиной стенки 2 мм. На рис. 7 представлены фотографии коробок, выдавленных при проведении эксперимента при тех же условиях, при которых выполняли расчет, и ходе пуансона 7 мм. Сравнение рис. 6 и 7 показывает, что практически отсутствуют различия между формой верхней части образцов, полученных численным решением и в результате натурного эксперимента.

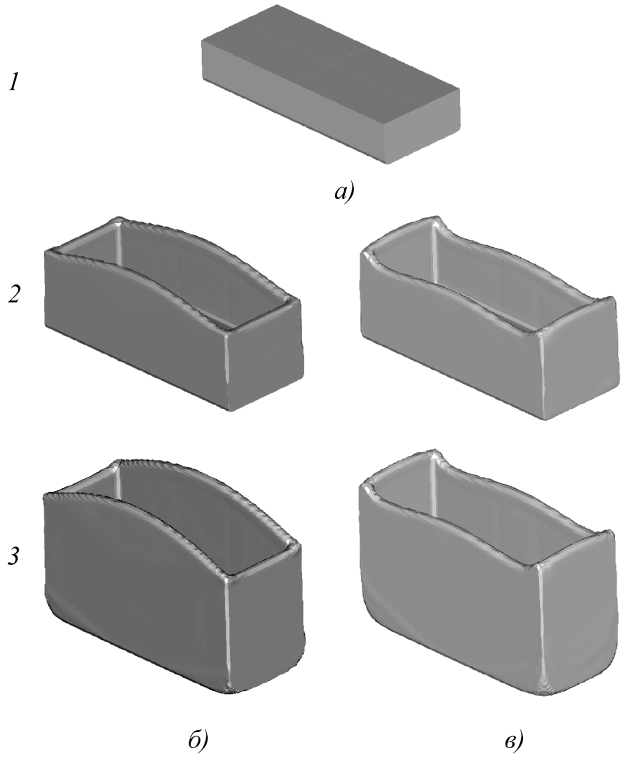


Рис. 6. Внешний вид заготовки в различные моменты процесса деформирования:
а – недеформированная заготовка; *б* – выдавливание без учета активных сил трения; *в* – выдавливание с активными силами трения; *ряд 1* – ход пуансона 0 мм; *ряд 2* – ход пуансона 3,5 мм; *ряд 3* – ход пуансона 7 мм

а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 7. Внешний вид образцов, полученных при выдавливании со смазкой коробок из алюминиевого сплава АД1 с толщиной стенки 2 мм:
а – без активных сил трения; *б* – без активных сил трения со свободной незакрепленной матрицей, $\alpha = 0,5$; *в* – с активными силами трения по узким стенкам матрицы, $\alpha = 1,5$; *г* – с активными силами трения по узким стенкам матрицы, $\alpha = 1,9$

В результате численного эксперимента установлено, что в первом случае процесса обратного выдавливания, протекающего без действия активных сил трения, разница по высоте широкой и узкой стенок готовой коробки достигает 6,35 мм. При этом высота широкой стенки больше высоты узкой и составляет 22,75 мм. Во втором случае, при действии активных сил трения по узкой стороне матрицы с опережением 1,9, разница по высоте стенок достигает величины 0,10 мм, а высота широкой стенки меньше высоты узкой и равна 20,20 мм.

Кроме того, численное МКЭ-моделирование процесса обратного выдавливания показало, что в процессе деформации наблюдается утяжка металла в углах коробок, со стороны дна матрицы (см. рис. 6, *б, в*). Точно такой же эффект замечен и при практической реализации процесса. В результате численного МКЭ-моделирования определено, что при обратном выдавливании без действия активных сил трения утяжка начинается при толщине дна коробки (1,75...1,7)*а*. При выдавливании с действием активных сил трения утяжка металла в углах начинается при толщине дна коробки (2,3...2,2)*а*.

Выводы

Установлено, что аналитические зависимости и численные методы МКЭ-анализа, основанные на эйлеровом описании движения сплошной среды, дают качественные результаты, пригодные для расчета сил действующих на рабочий инструмент при обратном выдавливании.

Включение в расчет процедуры взаимодействия лагранжевых и эйлеровых КЭ-сеток позволяет моделировать большие пластические деформации (до ~0,9), в то время как при исследовании процесса только на основе лагранжева описания движения среды вырождение элементов начинается уже при степени пластической деформации ~0,4.

Численное МКЭ-исследование на основе эйлерового подхода дает возможность предсказывать также формоизменение заготовки на любой стадии процесса, что позволяет прогнозировать качество получаемых обратным выдавливанием деталей и более полно учитывать характерные особенности деформирования при разработке технологического процесса. Решение задачи обратного выдавливания на основе эйлерового описания движения сплошной среды показывает хорошее совпадение с экспериментальными результатами и позволяет исследовать такие эффекты, как утяжка металла в углах матрицы, которые невозможно спрогнозировать каким-либо другим методом.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Семёнов И.Е.** Энергосиловые параметры и стойкость пуансонов при выдавливании коробчатых деталей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 1997. № 3. С. 45–56.

2. **Иванов А.В., Восканьянц А.А.** Конечно-элементное моделирование технологических задач пластичности на основе эйлерового описания движения сплошной среды в программном комплексе ANSYS/LS–DYNA // Сб. тр. 6-й конф. пользователей программного обеспечения CAD-FEM GmbH, Москва, 20–21 апреля 2006 г. / под ред. А.С. Шадского. М.: Полигон-пресс, 2006. С. 231–248.

Иван Евгеньевич Семёнов, д-р техн. наук;
Андрей Владимирович Иванов, канд. техн. наук

А.В. Плаксин, Б.Г. Каплунов
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Ресурсосберегающая технология штамповки фланцев

Предложен способ штамповки фланцев воротниковых с проходным отверстием, не требующим обработки резанием. Исследовано влияние конструктивно-технологических факторов на качество поковок. На основе способа разработана технология, реализуемая на универсальном штамповочном оборудовании. Создана электронная модель технологии, обеспечившая подготовку производства и внедрение способа.

The article offers the process of flanges forging without cutting of passage opening. The influences of design and technological data on forgings quality have been researched. The technology based on this process has been developed and it's being used for multi-purpose forging equipment. The electron model of technology for preproduction and manufacturing application of process has been made.

Поковки мелких и средних фланцев приварных в стык (воротниковых) по ГОСТ 12821–80 традиционно изготовляют на универсальном штамповочном оборудовании за три или четыре перехода: осадка; формообразование в открытом ручье; совмещенная или раздельная обрезка облоя и прошивка отверстия (рис. 1, *а*).

Технологические отходы составляют облой и перемычка под прошивку. При обработке резанием удаляют также припуски по торцам поковки, припуск и штамповочные уклоны в проходном отверстии. Расточка отверстия составляет 30...40 % общей трудоемкости обработки таких поковок. Припуск и напуск в отверстии значительно увеличивают расход металла. Изготовление заготовок фланцев на прессопрокатных линиях устраняет данный недостаток, но применимо для больших типоразмеров и выгодно только в условиях крупносерийного производства.

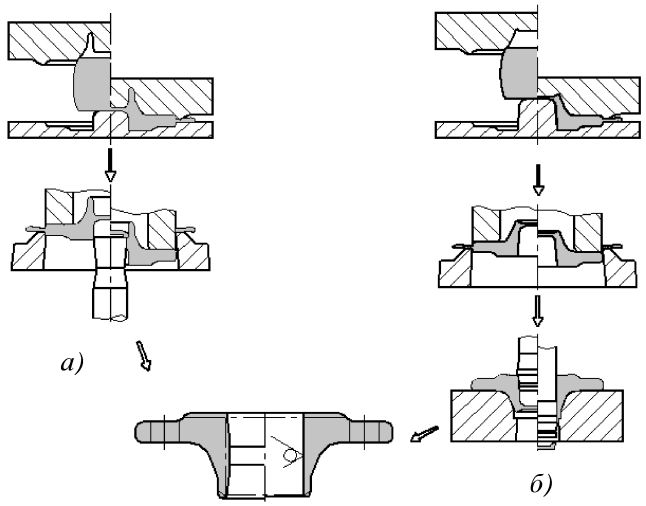


Рис. 1. Технологические схемы штамповки фланцев воротниковых:
а – традиционная; *б* – прошивка–раздача–вытяжка/выдавливание–калибровка

Поставлена и решена задача по созданию мелкосерийной технологии штамповки фланцев воротниковых с проходным отверстием, не требующим последующей обработки резанием, что допускается стандартом.

На основе анализа известных схем изготовления полых фланцевых поковок, приемов снятия штамповочных уклонов, а также экспериментов предложен способ штамповки фланцев воротниковых с чистовым проходным отверстием [1]. Согласно способу первоначально на молоте или прессе штампуют в открытом ручье предварительную поковку. Последняя имеет окончательно оформленный фланец и наметку отверстия со смещенной к торцу воротника перемычкой (рис. 1, *б*). Воротниковой части поковки здесь придают предварительную форму: меньшую высоту и больший угол наружной конусности. После обрезки облоя поковку штампуют в доделочной матрице комбинированным пуансоном, содержащим прошивной и калибрующий поясок.

Окончательное формообразование происходит путем частичного среза внутреннего штамповочного уклона с последующей прошивкой перемычки, сопровождаемых удлинением воротникового участка при одновременной раздаче и калибровке проходного отверстия. В процессе сложной деформации часть металла уклона перераспределяется в тело поковки, что наряду с устранением припуска на расточку отверстия обеспечивает снижение расхода металла. По заложенной схеме окончательной деформации: прошивка–раздача–вытяжка/выдавливание–калибровка способ получил название ПРВК.

Научное обоснование способа штамповки проведено с привлечением метода математического моделирования. Виртуальное моделирование переходов штамповки осуществлено в программной среде расче-

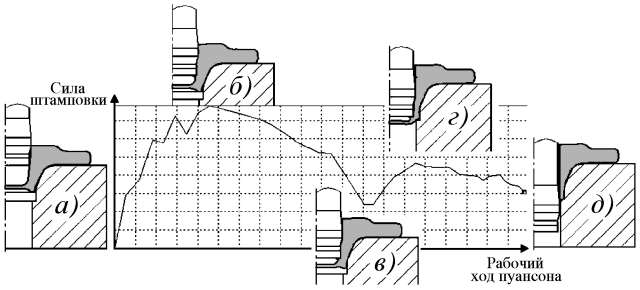


Рис. 2. Стадии и сила ПРВК

та процессов горячей деформации РАПИД-2D [2]. Результаты исследования проверяли и дополняли лабораторными и промышленными экспериментами [3]. Наибольшее внимание уделено изучению окончательной штамповки, что позволило установить стадии ПРВК, предложить рациональную конструкцию инструмента деформации и оценить силовой режим процесса.

Размеры и взаимное расположение прошивного и калибрующего элементов комбинированного пуансона, согласованные с конструкцией предварительной поковки, должны обеспечивать ее полное окончательное оформление. В начальной стадии процесса (рис. 2), одновременно с внедрением прошивного пояска в штамповочный уклон, необходим заход калибрующего пояска в наметку отверстия (рис. 2, *а*). Таким образом, создается радиальный подпор, препятствующий значительному короблению фланца, вызываемому снятием штамповочного уклона. По мере движения пуансона происходит раздача конусной части поковки с предварительных 26° до окончательных 22° и калибровка отверстия (рис. 2, *б*).

Наличие этапа раздачи позволяет снизить на 10...15 % потребную работу деформации и тем самым создать условия для реализации ПРВК на универсальном обрезном прессе. Кроме того, большая конусность воротника гарантирует возможность укладки предварительной поковки в доделочную матрицу при более интенсивном износе ручья предварительной штамповки. Далее зона интенсивной деформации смещается в горловину воротника. Режущая кромка пуансона достигает основания перемычки и происходит вытяжка стенки с местным утонением. При этом заходная поверхность калибрующего пояска, выдавливая оставшийся под ней металл уклона, осуществляет "подпитку" формируемой горловины, компенсируя утонение.

Таким образом, вторая стадия характеризуется одновременной вытяжкой и выдавливанием. В зависимости от геометрии воротниковой части предварительной поковки, определяемой типоразмером фланца, один из этих процессов может превалировать. В целом стадия сопровождается снижением силы деформации (рис. 2, *в*).

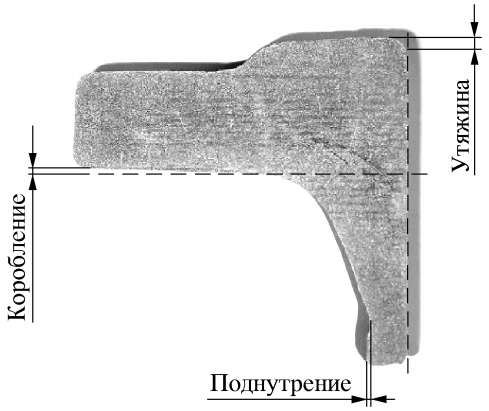


Рис. 3. Темплет полусечения опытной поковки фланца $P_у$1,6$D_у$50

На третьей стадии прошивается перемычка и завершается формирование воротника по высоте выдавливанием. Сила деформации к моменту разделения металла возрастает (рис. 2, *г*). Окончательное оформление горловины происходит калибровкой отверстия на проход (рис. 2, *д*). Принятая конструкция инструмента снижает отклонение от плоскостности фланца и создает необходимые условия для окончательного оформления поковки при "мягком" силовом режиме ПРВК.

Опытно-промышленное опробование способа подтвердило возможность изготовления поковок фланцев с формообразованием чистового проходного отверстия на обрезном прессе при благоприятной макроструктуре поковки (рис. 3, где $P_у$ – условное давление, МПа; $D_у$ – условный проход, мм). Одновременно выявлено, что процесс ПРВК может сопровождаться местной утяжкой торца, отклонением от плоскостности (короблением) фланца поковки, образованием кольцевого поднутрения на воротнике и тянутого заусенца в отверстии. Для некоторых типоразмеров фланцев эти явления могут выйти за допуск на поковку. Кроме того, образование указанных дефектов вызывается также и недостаточной согласованностью предварительной поковки и доделочного инструмента.

Для создания надежной технологии ПРВК и управления качеством поковок фланцев проведено исследование влияния конструктивно-технологических факторов на дефектообразование. Установлено, что на формирование утяжины и образование коробления в большей мере влияет относительная высота поковки. Степень развитости данных дефектов для стандартной номенклатуры фланцев можно характеризовать через отношение их высоты h_4 к диаметру D. При $h_4/D < 0{,}2$ утяжина начинает превышать припуск на обработку резанием. Указанное значение соотношения принято в качестве критерия, устанавливающего область применимости ПРВК (рис. 4).

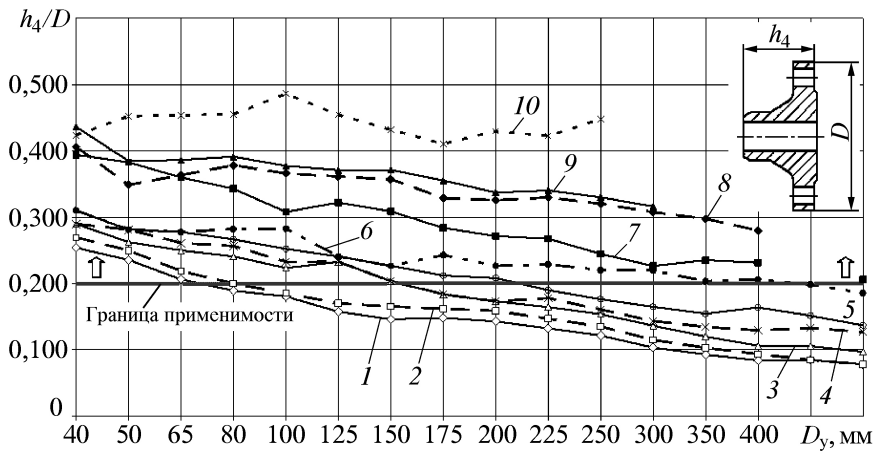


Рис. 4. Область применимости ПРВК для фланцев с условным давлением $P_у$, МПа:
1 – 0,1; *2* – 0,6; *3* – 1; *4* – 1,6; *5* – 2,5; *6* – 4,0; *7* – 6,3; *8* – 10; *9* – 16; *10* – 20

Параметром, оказывающим определяющее влияние на образование поднутрения, как показали исследования, является местоположение перемычки под прошивку в горловине предварительной поковки. Выявлено, что при односторонней наметке образование поднутрения минимизируется (рис. 5) без ущерба для качества отделения перемычки.

Причиной образования заусенца является рассогласование переходов по объему по мере износа штампового инструмента. Более интенсивный износ ручья ковочного штампа приводит к появлению избытка металла в закрытой части полости прошивной матрицы. На конечной стадии доделочной операции – формировании горловины воротника, излишек металла вытесняется в зазор между калибрующим пояском пуансона и рабочей кромкой доделочной матрицы, образуя в отверстии тянутый торцовый заусенец. С увеличением износа инструмента заусенец развивается, снижая качество поковок и стойкость пуансона, усложняя последующую обработку резанием поковок фланцев.

Эксперименты авторов по моделированию ПРВК показали, что для тех типоразмеров, у которых при формировании горловины превалирует схема выдавливания, перемычка отделяется до момента контакта металла с рабочей кромкой матрицы. В этом случае ПРВК предложено осуществлять по открытой схеме в прошивной матрице без кромки (рис. 6). Открытая схема, компенсируя избыток металла, предотвращает образование заусенца (рис. 7), а также упрощает конструкцию матрицы. Если же формирование горловины происходит преимущественно вытяжкой, то режущая кромка в матрице необходима для нормального отделения перемычки [4].

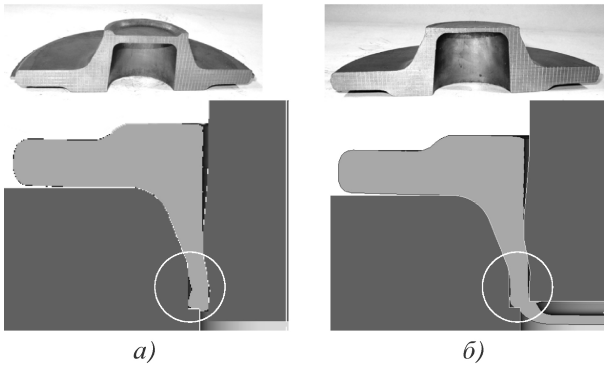


Рис. 5. Влияние положения перемычки на образование поднутрения:
а – двухсторонняя наметка отверстия; *б* – односторонняя

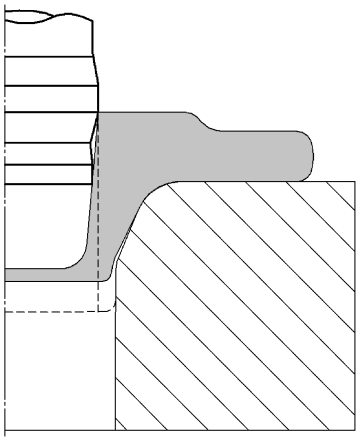


Рис. 6. Открытый вариант ПРВК:
--- – контур окончательной поковки

В результате исследований были определены общие принципы проектирования технологии ПРВК. Применение их к конкретному типоразмеру фланца требует проектного решения, учитывающего его геометрические особенности.

Рис. 7. Поковка фланца, изготовленная по открытой схеме ПРВК

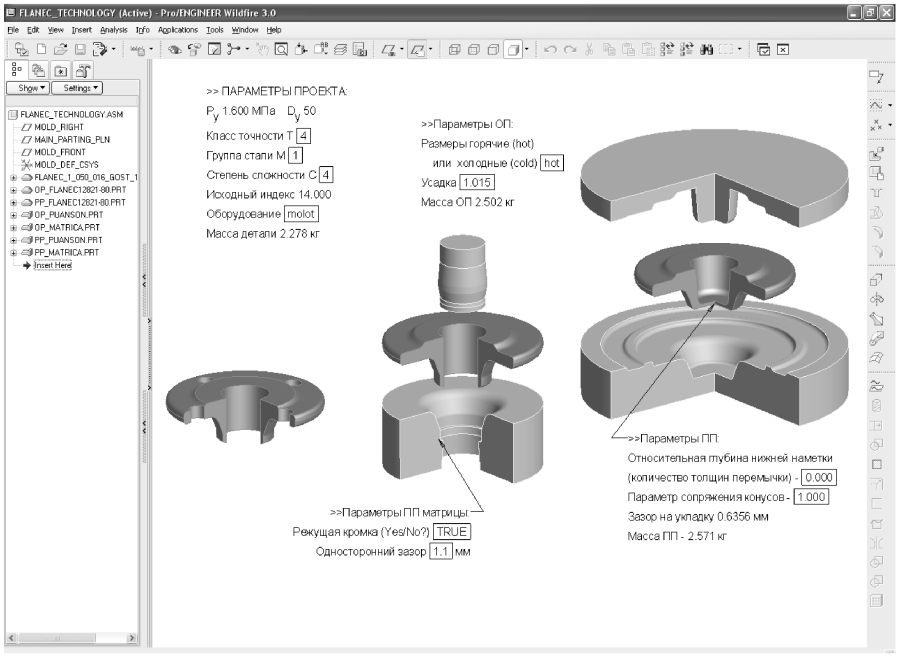


Рис. 8. Электронная модель технологии ПРВК

Для ускоренной и качественной подготовки технологии ПРВК создана электронная модель, реализующая общие принципы разработки и согласования переходов штамповки, позволяющая учитывать геометрические особенности типоразмера фланца путем изменения параметров проектирования. Компьютерная модель технологии выполнена в виде проекта в САПР Pro/ENGINEER [5].

Исходным объектом проекта является обобщенная (родовая) геометрическая модель фланца. Модель параметрическая, размерная схема которой отвечает принятой в ГОСТ 12815–80/12821–80. Значения параметров, определяющих типоразмер фланца по $P_у$ и $D_у$, занесены в "таблицу семейств" (исполнений). При выборе строки таблицы происходит преобразование родовой модели на табличные значения. Тем самым генерируется инстанция – модель проектируемого фланца.

Инстанция помещена в файл сборки, в котором на основе геометрии фланца и заданных параметров проектирования построены модели предварительной и окончательной поковок, а также формообразующие части соответствующего деформирующего инструмента (рис. 8). Данные модели также параметрические и имеют ассоциативную связь. Замена текущей инстанции модели фланца на другую приводит к перестроению всех моделей под выбранный типоразмер фланца.

Для управления проектированием введены две группы глобальных параметров. К первой относятся параметры, управляющие ветвями проектирования – вариантами технологии ПРВК: молотовая или прессовая штамповка предварительной поковки, открытая или закрытая схема окончательной деформации. Это параметры: вид основного технологического оборудования, определяющий конструкцию облойной канавки и исполнение доделочной матрицы (открытая, закрытая).

Вторая группа параметров определяет условия выбранного варианта проектирования: параметры поковки по ГОСТ 7505–89, мощность штамповочного оборудования, величину зазора для окончательного инструмента, положение перемычки под прошивку. Основные параметры вынесены на поле графического окна и доступны для модификации в интерактивном режиме. Ряд второстепенных параметров проекта позволяет управлять отдельными размерами моделей поковок и инструмента. Таким образом, выбирая инстанцию, осуществляют проектирование технологии для требуемого типоразмера фланца, а изменяя параметры, меняют правила проектирования.

Полученные модели переходов и рабочих частей инструмента можно использовать для дальнейшего проектирования штампов и технологии их изготовления непосредственно в среде Pro/ENGINEER либо экспортировав их в другие CAD системы. Кроме того, в чертежном приложении ассоциативно с 3D-моделями созданы соответствующие чертежи поковок и рабочих частей инструмента. Эксплуатация проекта показала достаточную надежность результатов автоматизированного проектирования, потребовавших минимальных корректировок инструмента при освоении ПРВК.

С использованием результатов исследования и электронной модели подготовлены и внедрены на Кузнечном заводе ОАО "Курганмашзавод" технологии штамповки поковок фланцев воротниковых с чистовым проходным отверстием [6]: $P_у$1,6$D_у$40; $P_у$1,6$D_у$50; $P_у$2,5$D_у$50; $P_у$4,0$D_у$50; $P_у$1,6$D_у$80; $P_у$4,0$D_у$80;

Рис. 9. Поковки фланцев с чистовым проходным отверстием

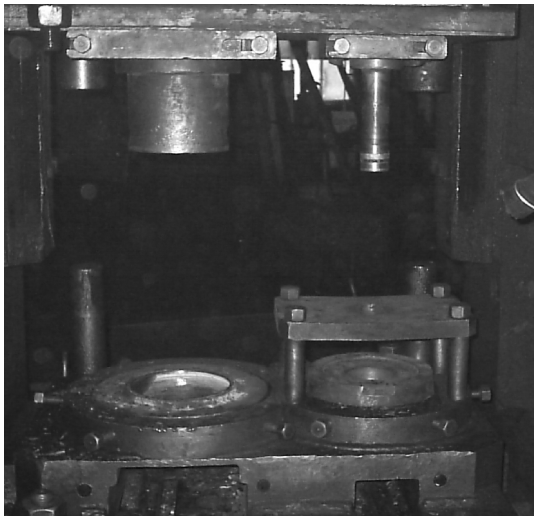


Рис. 10. Штамп доделочной операции

$P_у$6,4$D_у$80; $P_у$1,6$D_у$100; $P_у$4,0$D_у$100; $P_у$6,4$D_у$100; $P_у$1,6$D_у$150; $P_у$4,0$D_у$150 из стали 20 (рис. 9).

Технологии реализованы на универсальных штамповочных агрегатах: КГШП 25 МН – пресс обрезной 4 МН; ПВШМ 3 и 5 т – обрезные прессы 4 и 6,3 МН соответственно. Энергосиловой режим ПРВК полностью обеспечивается мощностью используемого обрезного оборудования. Штамп доделочной операции представляет собой специальный двухпозиционный блок со сменными рабочими деталями на фиксированный диапазон размеров поковок фланцев (рис. 10).

Обрезка облоя производится при укладке предварительной поковки воротником вверх. На позицию ПРВК поковка устанавливается воротником вниз. Такая манипуляция поковкой дополнительно минимизирует коробление фланца. Износостойкость прошивного и калибрующего поясков комбинированного пуансона из стали 5ХНМ повышалась благодаря наплавке электродом УОНИ13/НЖ.

Внедрение технологии ПРВК в серийное производство обеспечило снижение трудоемкости обработки резанием указанной номенклатуры фланцев на универсальных станках в среднем на 10...15 мин. Вследствие устранения припуска и использования части металла штамповочного уклона в наметке отверстия сокращены на 10...15 % по сравнению с традиционной технологией расходные показатели (таблица).

Расходные показатели технологий штамповки фланцев

Типоразмер		Масса поковки/заготовки, кг		
		Технология ПРВК		Традиционная технология (по данным предприятий производителей фланцев)
$P_у$, МПа	$D_у$, мм	проектная	фактическая	
1,6	40	2,04/2,37	2/2,63	2,60...2,70/3,1
	50	2,5/2,89	2,8/3,38	3/3,5
	80	4,52/5,2	4,8/5,6	5,20...5,80/6,6
	100	5,44/6,42	6,2/7,89	6,50...6,60/8,4
	125	7,42/8,99	8/10,24	8,9/–
	150	9,21/11,28	9,45/12,87	11,2...12,4/15
4,0	50	3,06/3,41	3,3/3,6	3,40...4,90/3,99...5,60
	80	5,4/6,2	5,7/6,7	6,60...7,60/8,9
	100	8,35/9,48	8,15/10,23	9,50...11,3/13,3
	150	14,51/17,02	14,6/18,2	17,8...19,4/19,5...24,3
6,3	80	8,19/9,14	7,5/10,04	9,40...10,40/11,8

ЛИТЕРАТУРА

1. **Заявка** на изобретение № 2007111832 РФ, МПК B21K 1/16, B21J 5/10. Способ штамповки фланцев воротниковых / Б.Г. Каплунов и др. Дата приоритета 30.03.2007 г.

2. **Разработка** и применение программного обеспечения для автоматизированного проектирования и моделирования процессов ковки и горячей штамповки / В.С. Чесноков, Б.Г. Каплунов, Н.Е. Возмищев и др. // Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие (сб. научных трудов). Екатеринбург: ГОУ ВПО "УГТУ–УПИ", 2005. С. 109–235.

3. **Плаксин А.В., Каплунов Б.Г., Проскуряков Б.И.** Повышение эффективности ресурсоэкономной технологии горячей штамповки на основе моделирования жизненного цикла изделия // Механика и процессы управления. Сер. "Проблемы машиностроения". Екатеринбург: РАН, 2003. С. 263–267.

4. **Плаксин А.В., Каплунов Б.Г.** Повышение качества поковок фланцев на основе совершенствования схемы деформации // Вестник ЮУрГУ. 2006. № 11 [66]. Сер. "Машиностроение". Вып. 8. С. 148–154.

5. **Плаксин А.В., Каплунов Б.Г.** Электронная модель новой технологии штамповки поковок фланцев воротниковых // Наука и технологии. Избранные труды Российской школы. Сер. "Технологии и машины обработки давлением". М.: РАН, 2005. С. 189–193.

6. **Каплунов Б.Г., Плаксин А.В., Зуев С.П.** Новая технология штамповки поковок фланцев трубопроводных // Механика и процессы управления. Сер. "Технологии и машины обработки давлением" / Труды XXXIII Уральского семинара. Екатеринбург: РАН, 2003. С. 30–37.

Антон Викторович Плаксин, ст. преподаватель;
Борис Григорьевич Каплунов, д-р техн. наук

УДК 621.983.073.678.664

Н.А. Ефимов *(Самарский государственный университет путей сообщения),*
Е.А. Ефимов *(Самарский государственный аэрокосмический университет)*

Плоскостность листовых деталей, штампуемых полиуретаном в открытом объеме

Показана эффективность процессов вырезки листовых деталей полиуретаном открытым и полуоткрытым способами. Приведены постановка и результаты численных и экспериментальных исследований данных процессов, влияния неравномерной удельной нагрузки полиуретанового инструмента на плоскостность штампуемых деталей. Разработана эффективная технология штамповки и соответствующие технологические рекомендации.

The efficiency of the polyurethane clipping of sheet details by the open and semi-open ways is stated. The influences of non-uniform specific loading of the polyurethane tool on the flatness of sheet details is given both numerical and experimental researches of the given processes. The effective technology of punching and appropriate technological recommendations are developed.

Листовые детали из металлических и неметаллических материалов составляют значительный производственный объем предприятий авиастроения, судостроения, локомотивного хозяйства и других предприятий общего машиностроения. При этом листовые детали имеют габаритные размеры от нескольких миллиметров до 2...4 м с различной по сложности конфигурацией внешнего и внутреннего контура и наличием разнообразных по форме, размерам и количеству конструкционных и технологических отверстий. Традиционные технологии изготовления таких деталей требуют последовательного применения различного специализированного оборудования, технологической оснастки и отличаются многооперационностью, большим объемом доводочных работ и высокой трудоемкостью.

Эффективным, экономически выгодным и легко внедряемым методом изготовления листовых деталей является штамповка деталей эластичной средой – полиуретаном. Особенно ценен метод штамповки полиуретаном для опытного, ремонтного и мелкосерийного производства, характеризуемого частой сменяемостью изделий и сжатыми сроками подготовки производства.

Полиуретан – синтетический резиноподобный материал, обладающий высокой эластичностью и износостойкостью. Этим методом выполняются самые разнообразные разделительные, формоизменяющие, калибровочные и комбинированные операции при штамповке деталей простой и сложной конфигурации из конструкционных сталей толщиной до 1,5...2,0 мм, а из цветных металлов – толщиной до 3...4 мм.

Основное достоинство этих процессов – значительное снижение металлоемкости и стоимости технологической оснастки за счет ее упрощения. Вместо трудоемких, металлоемких и дорогих инструментальных штампов необходимы лишь стальные вырезные шаблоны, повторяющие контур деталей, и универсальный контейнер с полиуретаном. Стоимость данной технологической оснастки составляет (2...10) % от стоимости соответствующих инструментальных штампов. Из практики внедрения штамповки листовых деталей полиуретаном в производство известно, что процесс выгоден при годовой программе изготовления деталей до 8...25 тыс. шт, в зависимости от их сложности.

По виду нагружения заготовки рабочим давлением различают штамповку эластичной средой в замкнутом (до 1000 МПа) и незамкнутом – открытом (до 300 МПа) объемах, т.е. закрытый, полузакрытый, полуоткрытый и открытый способы штамповки (рис. 1).

Наиболее полно изучена и широко применяется на производстве штамповка деталей полиуретаном в замкнутом объеме. В этом случае полиуретановая пластина *1* заключена в металлический контейнер *2* (рис. 1, *а*), представляющий собой толстостенный цилиндр, который закреплен на верхней или нижней плите пресса. На противоположной плите пресса установлена опорная плита *5*. В случае верхнего расположения контейнера на опорной плите *5* размещен вырубной шаблон *4*, на который укладывают заготовку *3*. При опускании контейнера в замкнутом объеме создается равномерное гидростатическое давление и производится разделение материала по режущим кромкам вырезного шаблона. Детали получаются с достаточно высокой точностью 9–12 квалитет и качеством поверхности среза, т.е. кромок деталей. Возможность создания высоких рабочих давлений позволяет за один ход пресса вырубить детали максимальной толщины по контуру, пробить все отверстия и пазы, отформовать рифты, пуклевки и другие выштамповки.

Недостатком закрытого способа штамповки является наличие высокопрочного металлического контейнера, ограничивающего размеры вырубаемых деталей. На производстве требуется зачастую целый ряд контейнеров с различными диаметрами внутренней полости для достижения необходимого рабочего давления, что является существенным недостатком в сравнении с техническим оснащением при штам-

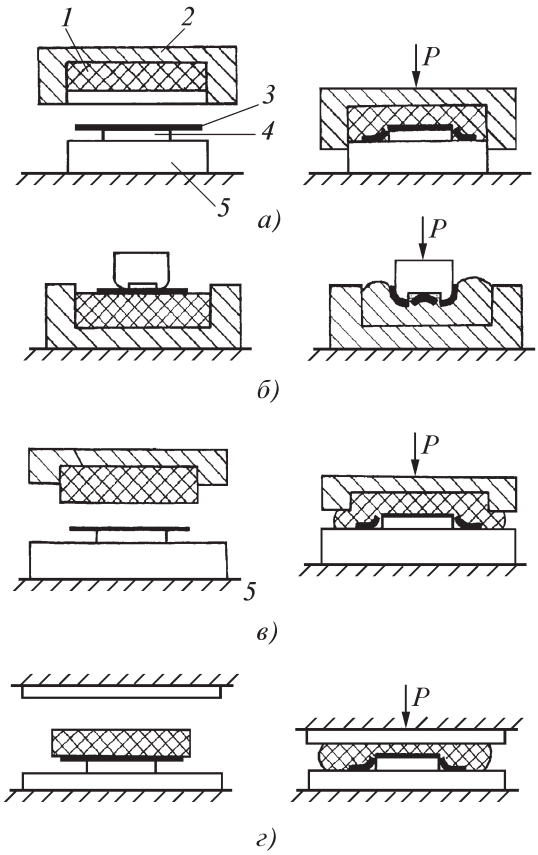


Рис. 1. Схемы способов штамповки деталей эластичной средой:
а – закрытый; *б* – полузакрытый; *в* – полуоткрытый; *г* – открытый

повке в открытом объеме (см. рис. 1, *б–г*) [1–3]. Преимуществами открытых способов штамповки являются:

– отсутствие высокопрочного, металлоемкого контейнера;

– расширение технологических возможностей штамповки деталей из ленты, полосы;

– возможность выполнения пошаговой штамповки длинномерных деталей;

– возможность выполнения локальной штамповки на крупногабаритных деталях.

В связи с этим при открытых способах штамповки применяется менее мощное прессовое оборудование, требующее меньших капитальных вложений.

Установлено, что при осадке полиуретана в незамкнутом объеме в зоне контакта с заготовкой и технологическими плитами возникает неравномерная нормальная и касательная нагрузка на заготовку, так как распределение нормального контактного давления носит пиковый характер с максимумом в центре [1]. Вследствие этого заготовка испытывает неравномерные упругопластические деформации, что отрицательно сказывается на плоскостности, геометрии поверхности разделения и точности вырезаемых деталей. После разгрузки в отштампованных деталях возникают различные по величине остаточные деформации в поверхностном слое, которые могут изменить их плоскую конфигурацию, т.е. детали могут депланировать за допустимые пределы, установленные техническими требованиями к листовым деталям.

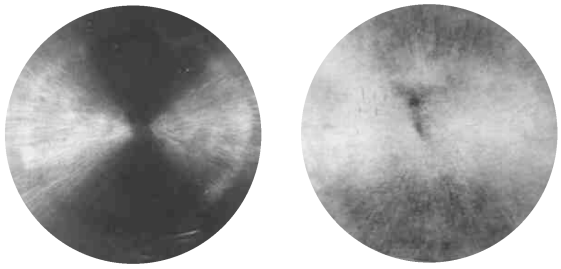


Рис. 2. Следы сдвигающей касательной нагрузки

Были проведены экспериментальные и численные исследования влияния неравномерной удельной нагрузки полиуретанового инструмента на плоскостность листовых деталей, штампуемых открытым и полуоткрытым способами. Эксперименты проводили на листовых заготовках из стали 08кп и магниевого сплава АМг6М толщиной до $s = 1{,}5$ мм и эластичным инструментом из полиуретана марки СКУ-7Л твердостью по Шору А 85 у. е. с оптимальными размерами [2, 3]. Нагружение производилось при сухом трении и со смазкой поверхности контакта заготовки с полиуретаном минеральным маслом с кинематической вязкостью $(5...50)\cdot10^{-6}$ м^2/с при 50 °С рабочим давлением до 150 МПа, соответствующим давлению вырезки.

Анализ результатов экспериментальных исследований показал, что после снятия нагрузки плоскостность листовых деталей толщиной менее 1,0 мм, отштампованных без предварительной смазки контактной с полиуретаном поверхности заготовки, нарушается. На контактной поверхности остаются лучеобразные следы от сдвигающей касательной нагрузки (рис. 2), а детали приобретают покоробленную и вогнутую форму. При этом величина прогибов увеличивается с уменьшением толщины заготовки.

В качестве примера на рис. 3 приведена экспериментальная технологическая установка в исходном положении. На рис. 4 представлены качественная длинномерная де-

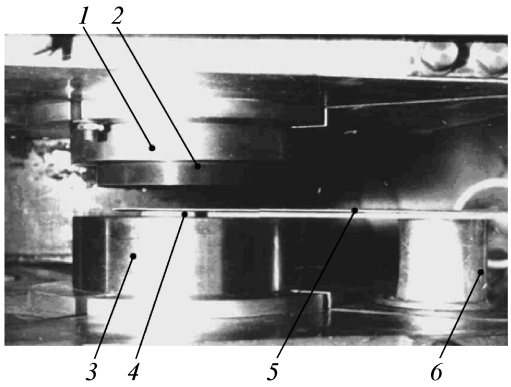


Рис. 3. Экспериментальная технологическая установка:
1 – контейнер; *2* – полиуретан; *3* – технологическая плита; *4* – вырезной шаблон; *5* – заготовка; *6* – технологическая опора

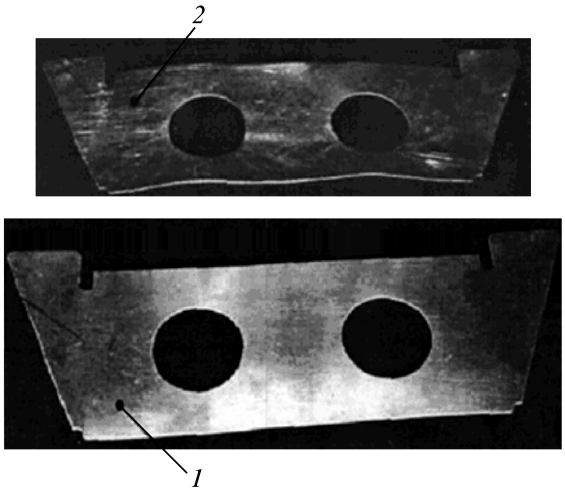


Рис. 4. Детали из АМг6М толщиной s = 0,5 мм, вырезанные полиуретаном полуоткрытым способом:
1 – со смазкой; *2* – без смазки

таль 1 из сплава АМг6М толщиной 0,5 мм, вырезанная пошаговой штамповкой полуоткрытым способом с оптимальной предварительной смазкой контактной с полиуретаном поверхности заготовки, и деталь 2, вырезанная без смазки с видимой депланацией и следами касательной сдвигающей нагрузки.

Для численных исследований применяли математическую модель, построенную на основании общих соотношений нелинейной механики деформирования твердого тела [4]. Модель опирается на вариационное уравнение Лагранжа, ассоциированный закон пластического течения и нелинейные геометрические соотношения между тензором Альманси и вектором перемещения. В уравнениях состояния использовали поверхность нагружения Мизеса с нелинейным упрочнением изотропного материала. Нагружение тела считали квазистатическим. При этом массовые и инерционные силы не учитывали. Для таких процессов можно записать вариационное уравнение Лагранжа, соответствующее принципу возможных перемещений:

$$\int_V T : \nabla \delta u dV - \int_\Omega P_n \delta u d\Omega - \int_\Omega P_\tau \delta u d\Omega = 0, \qquad (1)$$

где P_n – силы, действующие по нормали n и касательной τ к поверхности тела Ω; δ – знак вариации; T – тензор напряжения Коши; V – объем, занимаемый телом; ∇ – набла-оператор Гамильтона; : – двойное скалярное произведение; u – вектор перемещения.

Для решения матричных уравнений применяли шаговый метод по нагрузке с внутренним интерационным циклом. Решение задач проводили методом конечных элементов. В качестве конечного элемента (КЭ) использовали совместный девятиузловой изопараметрический элемент лагранжевого семейства.

Алгоритм численного решения технологических задач дает возможность проследить поэтапно весь путь деформирования тела с учетом сжимаемости и изменение его геометрии от начального до конечного состояния; учесть характер силового поля и его изменение во времени; учесть свойства материалов и конструктивные параметры технологической оснастки, а также движение контактирующих поверхностей в процессе деформирования с трением.

Для определения сил трения, возникающих на контактирующих поверхностях, использовали закон Амонтона–Кулона. В качестве коэффициента трения для полиуретана использовали известные эмпирические зависимости Е.И. Исаченкова при сухом трении:

$$K_{\text{тр}} = 1{,}595 \cdot 10^{-1} \frac{T_{\text{в}}^{0,876}}{g} + 1{,}52 \cdot 10^{-3} T_{\text{в}}^{0,915} \qquad (2)$$

и А.Д. Комарова при смазке:

$$K_{\text{тр}} = \frac{2{,}11}{6{,}2 + g} + 0{,}00364, \qquad (3)$$

где g – нормальное давление; $T_{\text{в}}$ – твердость полиуретана по Шору, у. е. [Комаров А.Д., Романовский В.П. Вырезка деталей полиуретаном. Л.: ЛДНТП, 1986. 36 с.].

Для решения данных задач деформирования полиуретана и листового металла использовали программу, составленную на основе алгоритма решения задач деформирования осесимметричных тел [4]. В результате расчетов определяли напряженно-деформированное состояние тела, его форму на любой стадии нагружения и после разгрузки. Блок-схема алгоритма решения рассматриваемых задач на ЭВМ показана на рис. 5.

Как показали расчеты тестовых примеров, удовлетворительную точность при значении коэффициента Пуассона μ = 0,496 дает использование экспериментальных диаграмм зависимости модуля упругости полиуретана марки СКУ-7Л твердостью по Шору А 75...90 у. е. от деформации сжатия [Моисеев В.К., Комаров А.Д., Щеголеватых В.Д. Расчет характеристик сжатия эластичных шайб // Кузнечно-штамповочное производство. 1980. № 4. С. 18–19]. Для использования в ЭВМ диаграммы деформирования вводились поточечно, следуя экспериментальным данным, и аппроксимировались сплайн-функциями. Физические соотношения при расчетах соответствовали деформационной теории пластичности.

В результате численных исследований установлено, что при толщине заготовок менее 1,0 мм плоская конфигурация отштампованных деталей существенно нарушается, детали приобретают чашеобразную форму (рис. 6, *а, б*). При уменьшении коэффициента трения до значений, соответствующих наличию смазки на определенной части поверхности контакта полиуретанового инструмента и заготовки, детали остаются плоскими, что полностью подтверждают результаты экспериментальных исследований (рис. 6, *в*) с точностью 5...10 %.

Таким образом, выполнение процессов штамповки – вырезки листовых деталей из металла толщиной до 1,0 мм полиуретаном в открытом объеме следует производить при наличии смазки с кинематической вязкостью $35 \cdot 10^{-6}$ м^2/с и более при температуре 50 °С на центральной части поверхности контакта заготовки и полиуретанового инструмента в пределах (0,7...0,8) площади контакта, что позволяет изготовлять качественные плоские листовые детали, удовлетворяющие техническим условиям [5].

В результате экспериментальных и численных исследований установлено влияние неравномерной удельной на-

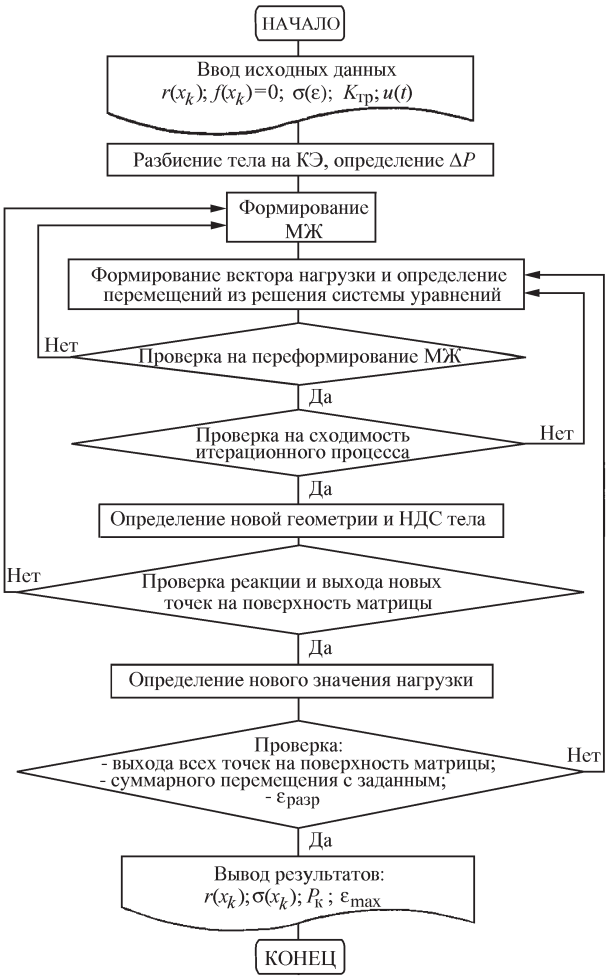


Рис. 5. Блок-схема алгоритма решения технологических задач на ЭВМ:
$r(x_k)$ – координата рассматриваемого узла; $f(x_k) = 0$ – функция нагружения; σ(ε) – нагрузочная характеристика полиуретанового инструмента, σ – напряжение, ε – деформация; $u(t)$ – деформация осадки полиуретанового инструмента; МЖ – матрица жесткости; НДС – напряженно-деформированное состояние; $ε_{разр}$ – деформация разрушения; $P_к$ – конечная сила нагрузки; $ε_{max}$ – максимальная деформация

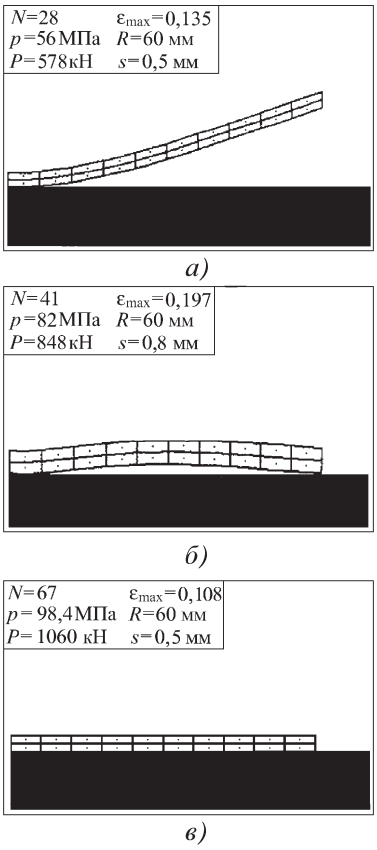


Рис. 6. Конфигурация отштампованных деталей из АМг6М по результатам математического моделирования:
а, *б* – без смазки; *в* – со смазкой; *N* – номер шага нагрузки; *p* – давление нагрузки; *P* – сила нагрузки; *R* – радиус заготовки

грузки полиуретанового инструмента на плоскостность отштампованных листовых деталей, определены меры, исключающие нарушение плоскостности, разработана технология штамповки и соответствующие технологические рекомендации [5–7].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Барвинок В.А., Ефимов Н.А., Комаров А.Д., Федотов Ю.В.** Штамповка длинномерных листовых деталей полиуретаном // Кузнечно-штамповочное производство. 1995. № 10. С. 14–17.

2. **А.с. 1741952 СССР,** МКИ B 21 D 28/18. Штамп для вырубки-пробивки.

3. **А.с. 1760682 СССР,** МКИ B 21 D 28/18. Устройство для вырубки-пробивки деталей из листового материала эластичной средой в открытом объеме.

4. **Горлач Б.А., Ефимов Е.А., Орлов Н.Н.** Математическое моделирование процессов формообразования деталей // Журнал прикладной механики и технической физики. 1986. Вып. 3. С. 148–152.

5. **Пат. 2280524 РФ,** МПК B 21 D 28/18. Способ вырубки-пробивки деталей из листового материала эластичной средой в открытом объеме.

6. **А.с. 1330824 СССР,** МКИ B 21 D 22/10. Устройство для групповой вырубки деталей из листовых материалов эластичной средой.

7. **Ефимов Н.А.** Технологические возможности штамповки листовых деталей полиуретаном открытым и полуоткрытым способами // Изв. Самарского научного центра РАН. Спец. вып.: Проблемы железнодорожного транспорта на современном этапе развития. 2006. С. 248–251.

Николай Александрович Ефимов, канд. техн. наук;
Евгений Александрович Ефимов, канд. техн. наук

УДК 621.771.23

Г.И. Коваль, В.Г. Дрёмин, Т.Г. Плюснина
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Технологии и оборудование для малотоннажного производства сортового проката

Показана актуальность применения малогабаритных станов шаговой прокатки при малотоннажном производстве сортового проката. Представлена информация об устройстве, принципе работы станов шаговой прокатки с качающимися и вращающимися валками, приведена их техническая характеристика.

The use of small-sized step-by-step rolling mills in small-scale bar production is of current concern. The paper contains information about the arrangement and the operation of step-by-step rolling mills with rocking and rotating rolls; specifications of the mills are given too.

В качестве заготовок инструментальные и заготовительные производства машиностроительных предприятий широко применяют сортовой прокат.

Несоответствие между потребностью машиностроительных предприятий в широком маркопрофилеразмерном сортаменте проката малого объема и тенденцией металлургических предприятий к увеличению объемов производства может быть устранено путем применения непосредственно на машиностроительных предприятиях малогабаритных прокатных станов, эффективных при малотоннажном производстве.

В Южно-Уральском государственном университете (ЮУрГУ) создан комплекс технологий и прокатных станов шаговой прокатки, удовлетворяющих указанным требованиям. В качестве примера рассмотрены два стана и технология прокатки на них.

Станы шаговой прокатки с качающимися секторными прокатными валками

Суть этой технологии и оборудования может быть проиллюстрирована на примере стана СШ200 (рис. 1).

Главный привод стана (электродвигатель *7*, ременная передача *8*, редуктор *9*, кривошипно-шатунные механизмы *10*, 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 *13*, размещенные подвижно на колоннах *14*, и привод механизма подачи *15*, включающий электродвигатель *16*, червячный редуктор *17*, ходовой винт *18*.

Кантователи осуществляют поворот заготовки вокруг ее продольной оси после каждого шага деформации. Каждый кантователь имеет корпус 19 с роликовой проводкой, храповой механизм *20*, систему тяг *21*.

Нагретую заготовку подают к стану и устанавливают вдоль оси прокатки перед толкателем *13* задающего устройства. Включают привод механизма подачи *15* и заготовка ускоренно подается в прокатную клеть *1*, где деформируется качающимися с помощью отклоняющихся штанг *6* валками *4* и *5*. За один проход через прокатную клеть получается требуемый готовый профиль.

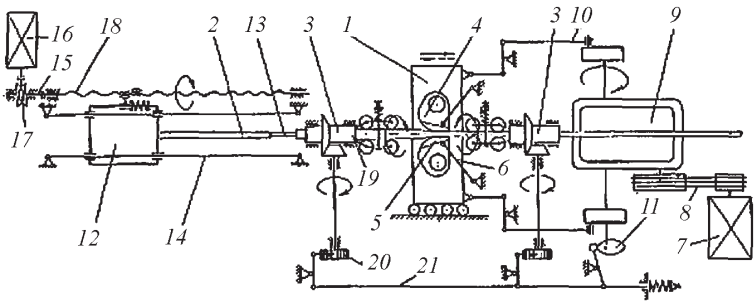


Рис. 1. Сортовой стан шаговой прокатки СШ200

Техническая характеристика стана СШ200

Размеры исходной заготовки, мм:
поперечное сечение:
круг диаметром . . . . . До 70
квадрат со стороной . . . . . До 50
длина . . . . . До 1000
Размеры получаемых профилей, мм (не менее)*:
поперечное сечение:
круг диаметром 30
квадрат со стороной 35
шестигранник со стороной 35
фасонные профили, вписанные
в круг диаметром 35
Число ходов клети, мин$^{-1}$ . . . . . 60...70
Длина готового профиля за один ход клети, мм 35
Габариты стана, мм:
длина 7640
ширина 2250
высота 1450
Масса оборудования, т 12
Установленная мощность электродвигателей, кВт . . . 125

*Во втором проходе может быть получен готовый профиль с размерами круга, квадрата, шестигранника до 15 мм.

На стане прокатывают заготовки из конструкционных, инструментальных, жаропрочных и других сталей, а также из цветных сплавов на основе меди, никеля, титана, молибдена.

Стан позволяет за счет изменения зазора между валками и смены комплекта вкладышей быстро осуществлять переход с прокатки одного типоразмера исходных и получаемых профилей на другой.

Технологии и станы шаговой прокатки с вращающимися валками

Данную технологию и оборудование рассмотрим на примере стана СШ300 (рис. 2).

Стан состоит из прокатной клети *1*, установленной на раме *2* с возможностью возвратно-поступательного перемещения. Привод вращения горизонтальных и вертикальных валков осуществляется от электродвигателя *3* через редуктор 4, шестеренную клеть 5 и три универсальных шпинделя *6*. Привод возвратно-поступательного движения клети – от кривошипа, посаженного на концевую часть нижнего шестеренного валка шестеренной клети *5*, через шатун *8*, рычаги *9* и *10*, вал *11* и тяги *12*.

На входной и выходной сторонах стана установлены направляющие ролики с трайбаппаратами *13* и *14*.

Нагретую заготовку подают к стану и устанавливают вдоль оси прокатки на направляющие ролики *13*. С помощью трайбаппарата заготовку подают к вращающимся валкам прокатной клети, перемещающейся возвратно-поступательно. За один проход заготовки через прокатную клеть получается готовый профиль, который с помощью трайбаппарата перемещается на направляющие ролики *14* и далее передается на транспортный рольганг.

Техническая характеристика стана СШ300

Размеры исходной заготовки, мм:
поперечное сечение:
круг диаметром . . . . . До 40
квадрат со стороной . . . . . До 40
длина . . . . . Не ограничена
Размеры получаемых профилей, мм (не менее):
поперечное сечение:
круг диаметром 15
квадрат со стороной 15
прямоугольные профили, вписанные
в круг диаметром . . . . . 15...25
Число ходов клети, мин$^{-1}$ . . . . . 60...70
Длина готового профиля за один ход клети, мм 50
Габариты стана, мм:
длина 5100
ширина 3400
высота 1750
Масса оборудования, т 8,8
Установленная мощность электродвигателя, кВт 75

На стане можно прокатывать заготовки из конструкционных и инструментальных сталей, а также из цветных сплавов на основе меди, никеля, титана.

При прокатке прямоугольных профилей смена сортамента осуществляется путем изменения зазора между рабочими поверхностями валков. При прокатке круглых профилей смена сортамента осуществляется путем замены комплекта вкладышей.

Опыт промышленного применения станов шаговой прокатки показал их эффективность при малотоннажном производстве сортового проката.

Кафедра "Обработка металлов давлением" ЮУрГУ имеет техническую документацию на станы СШ200 и СШ300. По заданию заказчика могут быть разработаны станы других типоразмеров.

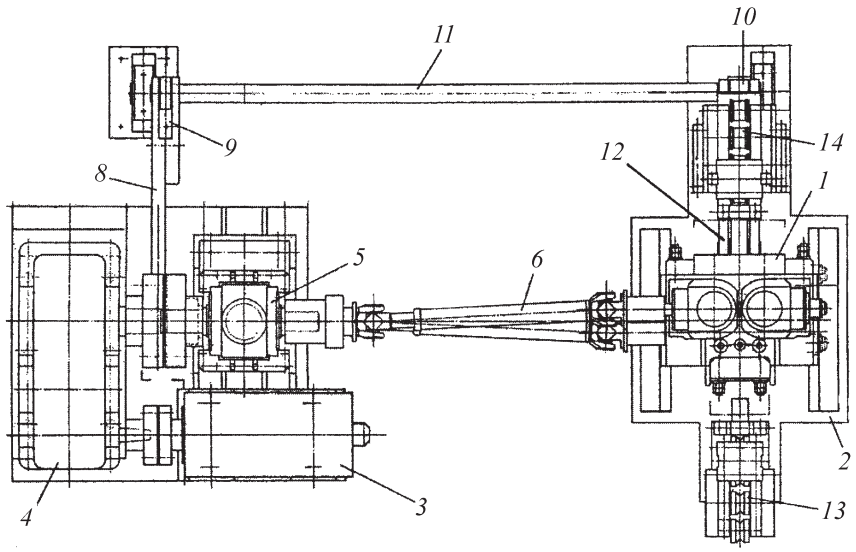


Рис. 2. Стан СШ300

Григорий Иванович Коваль,
д-р техн. наук;
Владимир Григорьевич Дрёмин,
канд. техн. наук;
Татьяна Григорьевна Плюснина,
инженер

А.Н. Тарасов, В.А. Панфилов, Н.Р. Павловский *(ОКБ "Факел", г. Калининград)*

Технология вакуумной закалки специального инструмента и оснастки в электроприборостроении

Изучены особенности и разработаны технологии термической обработки и изготовления специального режущего, формообразующего инструмента и оснастки из высоколегированных теплостойких сталей применительно к условиям изготовления прецизионных деталей электрического реактивного двигателя малой тяги. Определены условия закалки мелкоразмерного инструмента в вакуумных электропечах СГВ-2.4/15 для получения оптимальных свойств и структуры.

The article describes the technologies of thermal treatment and manufacture of cutting and forming tools and equipment made of high-alloyed hot-work steels for manufacture the high-precision parts of electric jet engines (ЭРД МТ). The conditions of fine-sized tool quenching in vacuum electric furnaces SGV-2.14/15 have been determined.

При изготовлении прецизионных деталей из лент, фольги, прессованных заготовок и калиброванных прутков магнитомягких материалов, тугоплавких металлов, коррозионно-стойких сталей в электротехнике и электроприборостроении, к которым относится и производство электрического реактивного двигателя малой тяги (ЭРД МТ), применяют большое количество мелкоразмерных, ажурных, сложной конфигурации и сечения формообразующего, режущего инструмента и оснастки из высоколегированных инструментальных сталей различных классов.

Высокую точность, минимальную деформацию и припуски на чистовую доводку инструмента удается достичь лишь при проведении упрочняющей термической обработки с нагревом в вакуумных электропечах, оснащаемых различными системами охлаждения [1–4], а также путем разработки и выбора температурно-временных параметров нагрева и охлаждения при закалке и отпуске деталей [5–7].

В ОКБ "Факел" накоплен значительный опыт и разработаны новые технологические процессы вакуумной термической обработки тонколезвийного инструмента и оснастки из легированных сталей карбидного, мартенситного классов, успешно применяемого для изготовления прецизионных деталей ЭРД МТ нескольких поколений. Опыты и исследования базировались на предпосылках и положениях работ [2, 8–10]. Были использованы все виды вакуумного специализированного и стандартного оборудования, вакуумные печи, применяемые для пайки, вакуумного отжига, дегазации изделий основного производства ЭРД МТ.

Оборудование, материалы, режимы термообработки, свойства. Для проведения вакуумной закалки мелкоразмерного инструмента и оснастки применяли двухколпаковые вакуумные паечные печи СГВ-2.4/15 с предельным вакуумом 10^{-3} Па, максимальной рабочей температурой 1500 °С, а также высокотемпературные лабораторные печи СШВЛ-0,5.2,5/25И1, СНВЭ-2,1.3.1/16И4.

Вакуумную химико-термическую обработку осуществляли в модернизированной печи с "горячей" вакуумной ретортой СШОЛ-ВНЦ, низкотемпературный вакуумный отпуск проводили в шкафах СНВЛ-3.3.3./3.5М.

Мелкоразмерный, тонколезвийный инструмент и оснастку изготовляли из сталей карбидного класса Р6М3, Р6М5, Р0М6Ф3, 11М5Ф, быстрорежущих с низкой карбидной неоднородностью в пределах 1–3 балла шкалы ГОСТ 5950–2000, ГОСТ 19265–73, а также из высокохромистых инструментальных Х12, Х12М и шарикоподшипниковых 95Х18, 65Х13. Образцы и инструмент изготовляли из прутков диаметром 12...25 мм и кованых прутков сечением 16×16, 18×18 мм в случае применения мартенситных сталей 4Х3ВМФ, 4Х5МФС.

В табл. 1 приведены режимы вакуумной термической обработки при проведении исследований и выборе оптимальных технологий.

1. Режимы вакуумной термической обработки

Марка стали, инструмент, размеры	Обрабатываемый материал	Режимы вакуумной термической обработки				
		Тип печи	Температура закалки, °С	Время выдержки*, мин	Скорость охлаждения**, °С/с	Режим отпуска***
Р6М3, Р6М5, матрицы магнитоимпульсной штамповки, ∅ 16 мм, высота 5,5 мм	Сплав 36НХТЮ ($\sigma_в$ = 900 МПа)	СГВ-2.4/15	1160...1200	5...10	0,5...2,5	270...450 °С, 60...90 мин
Р0М6Ф3, 11М5Ф, дорн-пуансоны ∅ 18 мм, длиной 55 мм, шестигранник 6...10 мм	Стали 09Х16Н6, 25Х17Н2Б ($\sigma_в$ = 650 МПа)	СГВ-2.4/15, СШОЛ-ВНЦ	1100...1140	5...15	2,5...30	500...550 °С, 60...90 мин
Х12, Х12М, пуансоны формовки, вырубки лент на полиуретане, ∅ 10...12 мм, высота 4...6 мм	Сплав МР-47, лента танталовая ($\sigma_в$ = 460 МПа)	СШОЛ-ВНЦ	980...1060	15...20	60...150	250...320 °С, 1...2 ч
95Х18, 65Х13, зеркала юстировочные, отражатели накладные, ∅ 10...24 мм, толщина 2...5 мм	Установка в оправках из инструментальных сталей	СШВЛ-0,5.2,5/25И1, СГВ-2.4/15	1070...1090	10...30	0,5...5,0	180...240 °С, 2,5...5 ч

* Нагрев в вакууме, с печью; выдержка в зависимости от величины садки.

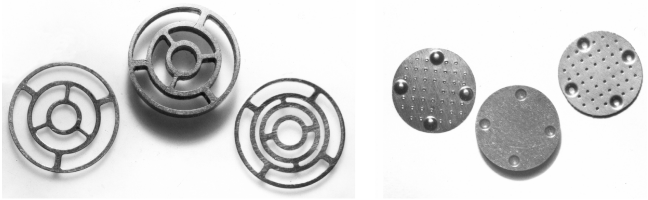
** Скорость охлаждения до температуры 550...600 °С.

*** Отпуск для печей СГВ, СШОЛ после охлаждения садки до температуры 50 °С в этих же печах, без разгерметизации, остальное в электропечах.

На рис. 1 и 2 приведены некоторые виды инструмента и оснастки из высоколегированных сталей при производстве прецизионных деталей ЭРД МТ после вакуумной термической обработки и детали, изготовленные названным инструментом.

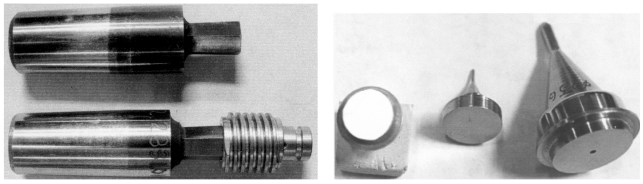
На всех этапах исследований проводили измерение твердости, микротвердости инструмента на приборах ПМТ-3, ТП-7Р-1. Изучали микроструктуру на микроскопах ММР-4, оснащенных цифровыми фотоприставками и микроскопах "Неофот". Рентгеноструктурный анализ при определении типа карбидов проводили на установке "Дрон-2".

На образцах определяли прочность при изгибе $\sigma_{изг}$ и ударную вязкость сталей при обработке по различным режимам вакуумной термической обработки. Контролировали размеры и геометрию инструмента до термической обработки и измеряли тепловую и структурную деформацию на оптических измерительных



а) *б)*

Рис. 1. Матрица магнитоимпульсной штамповки из стали Р6М5 (60...61 HRC) и мембраны из ленты 36НХТЮ толщиной 0,12 мм (*а*), пуансон вырубки геттеров из ленты тантала 0,1 мм из стали Х12М (58...60 HRC) (*б*) с отформованными деталями



а) *б)*

Рис. 2. Дорны шестигранные, закаленные в вакууме, из стали 11М5Ф3 (61...62 HRC) с резьбовой деталью из стали 09Х16Н4Б (*а*) и зеркала юстировочные из стали 95Х18 (55...57 HRC) трех типоразмеров (*б*)

2. Механические свойства инструмента и оснастки после вакуумной закалки и отпуска

Инструмент, сталь	Режим закалки и отпуска	Деформация на диаметр, мкм	Микротвердость*, HV	$\sigma_{изг}$, МПа	Ударная вязкость**, Дж/см^2
Матрицы магнитно-импульсной штамповки мембран, сталь Р6М5	Закалка от 1160 °С, 5 мин, скорость охлаждения 15 °С/с; отпуск при 400 °С, 60 мин	4...8	812...820	3800	41
Дорн-пуансоны шестигранные, сталь 11М5Ф	Закалка от 1100 °С, 10 мин, скорость охлаждения 30 °С/с; отпуск при 550 °С, 60 мин	12...18	793...801	4100	52
Пуансоны вырубки лент, сталь Х12М	Закалка от 1020 °С, 15 мин, скорость охлаждения 150 °С/с; отпуск при 250 °С, 2 ч	10...15	785...791	2900	27
Зеркала юстировочные конические с фиксатором, сталь 95Х18	Закалка от 1080 °С, 15 мин, скорость охлаждения 10 °С/с; отпуск при 200 °С, 3 ч	5...9	707...731	3900	56

* При нагрузке 1 Н.

** Определяли на образцах без надреза.

ных микроскопах. После чистового шлифования, заточки и доводки инструмента микронной точности проводили старение с одновременным оксидированием при 220...450 °С.

В табл. 2 приведены результаты определения механических свойств инструмента и оснастки после вакуумной закалки и отпуска.

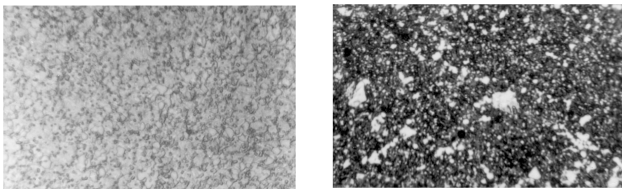
Результаты исследований и испытаний. Металлографический анализ показал, что практически на всех выбранных сталях (Р6М3, Р6М5, Р0М6Ф3, 11М5Ф3, Х12, Х12М, 95Х18), имеющих низкую критическую скорость закалки вследствие высокой степени легирования, после вакуумной закалки с охлаждением с нестандартными скоростями структура идентична.

В мартенситной матрице на фоне первичных карбидов наблюдается повышенное количество вторичных и третичных точечных карбидов, что связано с повышенной скоростью охлаждения в вакууме в интервале температур закалки до 500...550 °С, составляющей для печей СГВ, СШВЛ от 0,5 до 5 °С/с.

Количество остаточного аустенита не превышает во всех случаях 10...12 % и снижается с повышением температуры отпуска, что приводит к лучшей травимости микрошлифов и более четкому выявлению точечных карбидов в мартенситной матрице (рис. 3).

Твердость после вакуумной закалки максимальна для быстрорежущих сталей Р6М5, 11М5Ф3, Р6М3, Р0М5Ф3 и составляет 62...64 HRC и несколько ниже для высокохромистых сталей Х12М, Х12Ф1, 95Х18 58...62 HRC. Прочность при изгибе и ударная вязкость образцов, закаленных и отпущенных в вакууме, практически для всех сталей карбидного класса остается на уровне закаленных и отпущенных с нагревом в соляных ваннах. Обезуглероживание поверхности не наблюдается, а структурная и тепловая деформация практически минимальна, не превышает нескольких микрон.

Теплостойкие стали мартенситного класса 4Х5МФС, 4Х3ВМФ, имеющие также критическую скорость закалки, применяемые для изготовления мелкоразмерных пресс-форм, пуансонов и корпусов паяных в вакууме резцовых вставок толщиной до 16 мм, оснащаемых рабочей частью из твердых сплавов групп ВК и ТК, после вакуумной пайки с одновременной закалкой в печах СГВ 2.4/15 имеют оптимальные механические свойства. При твердости 38...45 HRC и $\sigma_в$ = 1450...1580 МПа они обеспечивают высокую жесткость крепления вставок в резцедержателях, что повышает точность обработки и высокую



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура матрицы из стали Р6М5 (*а*) и дорна из стали 11М5Ф3 (*б*) после вакуумной закалки в печи СГВ-2.4/15, ×800:

а – закалка от 1180 °С, скорость охлаждения 1,5 °С/с, отпуск при 300 °С; *б* – закалка от 1140 °С, скорость охлаждения в аргоне 30 °С/с, отпуск при 550 °С

3. Результаты производственных испытаний инструмента после термической обработки в вакууме

Инструмент, назначение, оборудование	Режим термообработки*	Твердость, HRA	Износостойкость**, шт
Матрицы из стали Р6М5 для штамповки мембран электромагнитных микроклапанов из сплава 36НХТЮ, лента 0,2 мм, на установке магнитоимпульсной штамповки МИУ-5	Закалка от 1160 °С, скорость охлаждения 2,5 °С/с; отпуск при 500 °С	82...82,5	1280/930
Пуансоны из стали 95Х18 для вырубки тарельчатых пружинных шайб из сплава 36НХТЮ, лента 0,25 мм, на прессе "Армавир – МИ 1,5"	Закалка от 1060 °С, скорость охлаждения 2,5 °С/с; отпуск при 270 °С	79,5...80	2390/1770
Подкладные штампы гибки, формирования, прошивки из стали 4Х5МФС для формирования буклевок на ленточных обечайках из титанового сплава ВТ1-0 на прессе ПГ-10	Закалка от 1040 °С, скорость охлаждения 50 °С/с; отпуск при 520 °С	76...77	4400/3520

* Закалка и отпуск в печах СГВ-2.4/15 на тонких этажерочных приспособлениях – подвесках, по 5–6 деталей в садке.

** Число обработанных деталей до нарушения геометрии инструмента, образования ленточек износа более 0,2 мм. В знаменателе приведено значение для обычной термообработки по стандартным режимам, с припусками на шлифование 0,3...0,5 мм.

износостойкость резцов при токарной обработке прецизионных деталей катодов ЭРД МТ из ковара и сплавов молибдена.

В табл. 3 приведены результаты производственных испытаний инструмента после термической обработки в вакууме.

Как показали результаты исследований, после вакуумной закалки с нестандартными скоростями охлаждения от температур 1160...1180 °С в структуре сталей Р6М3, Р6М5, Р0М6Ф3, 11М5Ф3 количество третичных точечных карбидов M_7C_3, $M_{23}C_6$ на фоне мартенситной матрицы и более крупных первичных и вторичных карбидов M_6C достигает 15...20 %. Это приводит к повышению контактной прочности и износостойкости инструмента в 1,2...1,4 раза при лучшем соотношении прочности при изгибе и ударной вязкости, что снижает склонность к выкрашиванию тонких режущих и формообразующих кромок ажурных матриц и пуансонов скоростной вырубки и формовки деталей из лент прецизионных сплавов, применяемых в электроприборостроении. В структурах сталей 65Х13, 95Х18, Х12, 4Х5МФС наблюдаются преимущественно карбиды $(Fe, Cr)_7C_3$, $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и мелкие третичные карбиды $(Fe, Cr)_3C$, также улучшающие износостойкость инструмента и оснастки при трении и контактно-абразивном износе.

При обработке технологических схем и последовательности операций изготовления специального инструмента и оснастки учитывали преимущества вакуумного нагрева: отсутствие обезуглероживания, окисления поверхности, минимальную деформацию в процессе нагрева до температур закалки. Припуски на чистовое шлифование, заточку и доводку были на 30...40 % ниже, чем при закалке и отпуске с нагревом инструмента в соляных ваннах и в окислительных печах с защитой от окисления твердыми углеродосодержащими смесями и составами. В результате была снижена трудоемкость чистовой механической обработки инструмента и оснастки.

Практика технологии упрочнения нескольких видов инструмента и оснастки диаметром и толщиной 8...16 мм для изготовления деталей катодных, анодных блоков ЭРД МТ, электромагнитных клапанов подачи рабочих тел позволила выбрать основные операции технологических процессов:

– механическая обработка матриц, пуансонов вырубных и высадочных, дорнующих, гибочных из сталей карбидного класса Р6М3, Р6М5, Р0Ф6М3, 11М5Ф3 и высокохромистых 65Х13, 95Х18, Х12, 4Х5МФС, 4Х3ВМФ в окончательный размер с припусками на чистовые операции после вакуумной закалки и отпуска 0,02...0,1 мм на диаметр или высоту в зависимости от размеров инструментов;

– вакуумная закалка в двухколпаковых электропечах СГВ-2.4/15 с установкой на этажерочных или елочных приспособлениях поштучно для обеспечения равномерного охлаждения от температур закалки. Температура нагрева после загрузки садки 5...15 шт на приспособлении должна быть 1160...1200 °С для быстрорежущих сталей и 1020...1100 °С для высокохромистых инструментальных, охлаждение с печью 0,5...5,0 °С/с в вакууме или 5...25 °С/с с подачей аргона до 500...550 °С, далее произвольно;

– отпуск на заданную твердость неизотермический в процессе охлаждения от температур закалки без разгерметизации или с дополнительным нагревом в вакуумных шкафах СНВЛ. Температуры отпуска

220...350 °С для высокохромистых сталей и 450...550 °С для быстрорежущих сталей, время выдержки 1...3 ч в зависимости от температуры отпуска и требуемой твердости;

– контроль качества обработки измерением твердости по Виккерсу или Роквеллу по шкале HRA в зависимости от толщины и размеров инструмента;

– чистовое шлифование, доводка рабочих поверхностей и кромок на глубину 10...50 мкм с последующим старением для стабилизации классных размеров при 180...220 °С, 4 ч для инструмента повышенных классов точности. Для формообразующих инструментов и фиксирующей оснастки проведение отпуска, совмещенного с оксидированием или нитрооксидированием в малоэнергоемких печах СШОЛ-ВНЦ без чистового шлифования.

Выводы

1. Вакуумная закалка специального тонколезвийного инструмента из высоколегированных инструментальных сталей в вакуумных печах СГВ-2.4/15М2 позволяет существенно повысить его износостойкость при изготовлении деталей из прецизионных сплавов и сталей благодаря формированию оптимальной структуры инструмента.

2. Минимальная деформация и отсутствие обезуглероживания и окисления позволяют существенно снизить припуски и трудоемкость чистовой обработки инструмента, закаленного в вакууме.

3. Разработанные технологии эффективны и осуществимы в условиях предприятий приборостроения, электротехники, производства автоматики, имеющих вакуумные электропечи типов СГВ, СШВЛ, СНВЛ.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Тарасов А.Н.** Технология вакуумной закалки режущего и формообразующего инструмента из быстрорежущих сталей в колпаковых печах // МиТОМ. 1996. № 12. С. 5–9.

2. **Ляпунов А.И.** Термическая обработка инструмента в вакууме. М.: Элвакуум, 2001. 96 с.

3. **Тарасов А.Н., Панфилов В.А.** Применение вакуумного нагрева при пайке с одновременной термической обработкой режущего инструмента // Технология машиностроения. 2006. № 3. С. 21–24.

4. **Bauer R-E.** Vakuum – Warmebehandlungsanlagen in der Metallindustrie // Fachber. fur Metall. 1995. № 3–4. P. 137–144.

5. **Еремин А.И., Ефанов А.А., Попова Н.В., Барсукова О.В.** Особенности термической обработки инструментов и деталей в точном приборостроении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 11. С. 15–17.

6. **Адаскин А.М., Кремнев Л.С., Сапронов И.Ю.** Выбор стали и режима термической обработки холодновысодочных пуансонов, формирующих шестигранное углубление в заготовках винтов // Вестник машиностроения. 2005. № 9. С. 25–29.

7. **Тарасов А.Н., Павловский Н.Р.** Вакуумная закалка деталей в колпаковых печах // Технология металлов. 2006. № 4. С. 18–20.

8. **Гуляев А.П.** О нагреве инструмента в вакууме // МиТОМ. 1996. № 12. С. 9.

9. **Тарасов А.Н., Нятин А.Г., Колина Т.П.** Вакуумная термическая и химико-термическая обработка инструмента для резания и обработки прецизионных деталей // Технология машиностроения. 2001. № 2. С. 12–21.

10. **Tarasov A.N., Murashko V.M., Panfilov V.A.** Main directions of application of new materials and technologies in the manufacture of electric reactive engines // Welding International. 2006. № 20 (3). P. 240–242.

Анатолий Николаевич Тарасов, канд. техн. наук;
Виталий Алексеевич Панфилов, гл. технолог;
Николай Романович Павловский, инженер

Вышла в свет новая книга:

Кондаков А.И., Васильев А.С. **Выбор заготовок в машиностроении:** справочник.

Изложен методический подход и необходимое информационное обеспечение для обоснованного выбора исходных заготовок в условиях современного многономенклатурного машиностроительного производства. Приведены характеристики свойств основных машиностроительных материалов и рекомендации по выбору. Даны сведения об основных видах заготовок и способах их изготовления. Указаны основные критерии и правила выбора заготовок. Изложены различные методики обоснования решений, принимаемых при выборе заготовок. Рассмотрена проблематика автоматизации выбора заготовок на основе современных информационных технологий.

Для специалистов и технологов машиностроительных предприятий, работников научно-исследовательских организаций, а также полезен студентам и аспирантам втузов.

Э.Ф. Богданов *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

О штамповке с упорами поковок на кривошипных горячештамповочных прессах*

Приведена сравнительная оценка силовых и энергетических показателей при штамповке в открытых штампах на кривошипных горячештамповочных прессах обычным способом и с применением упоров для повышения точности поковок по высоте.

The comparison estimation of power and energy indexes during open forging on screw hot presses by the traditional method and with use of stops for the higher high-axis accuracy of forgings is considered.

В последние годы идет полемика о применении штамповки с упорами поковок на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП). Штамповка с упорами значительно увеличила бы точность поковок по высоте. Сравним потерю энергии при штамповке без упоров и с упорами.

Для определения силы деформирования заготовки в открытых штампах воспользуемся уравнением в безразмерных относительных координатах (рис. 1):

$$\frac{P}{P_{\max}} = d_1 + d_2\frac{H}{H_\Sigma} + (1 - d_1 - d_2)\left(\frac{H}{H_\Sigma}\right)^p, \qquad (1)$$

где P и $P_{\max}$ – текущая и наибольшая силы деформирования заготовки; H и H_Σ – текущий и суммарный ходы деформирования заготовки за два перехода; $d_1 = 0{,}08$; $d_2 = 0{,}05$ – коэффициенты; $p = 12$ – показатель степени [1].

Площадь под кривой на рис. 1 в принятых координатах определяет относительную работу пластической деформации заготовки за первый и второй переходы (в предварительном и окончательном ручьях) по отношению к условной максимальной работе $A_{\max} = P_{\max} H_\Sigma$.

Отличия в штамповке без упоров и с упорами возникают при деформировании в окончательном ручье. Примем границей переходов значение $H/H_\Sigma = 0{,}932$, где $P/P_{\max} = 0{,}5$, что примерно соответствует практическим данным. Работа пластической деформации $A_{пл}$ заготовки в окончательном ручье по отношению к $A_{\max}$ равна:

$$\frac{A_{пл}}{A_{\max}} = \int_{0,932}^{1}\frac{P}{P_{\max}}d\left(\frac{H}{H_\Sigma}\right) = d_1\frac{H}{H_\Sigma}\Bigg|_{0,932}^{1,0} + \frac{d_2}{2}\left(\frac{H}{H_\Sigma}\right)^2\Bigg|_{0,932}^{1,0} + \frac{1-d_1-d_2}{p+1}\left(\frac{H}{H_\Sigma}\right)^{p+1}\Bigg|_{0,932}^{1,0}. \qquad (2)$$

Подставив значения коэффициентов d_1, d_2 и показателя степени p, получим $A_{пл} = 0{,}0489A_{\max}$.

Наибольшая сила деформирования в окончательном ручье $P_{\max}$ при штамповке без упоров по причине

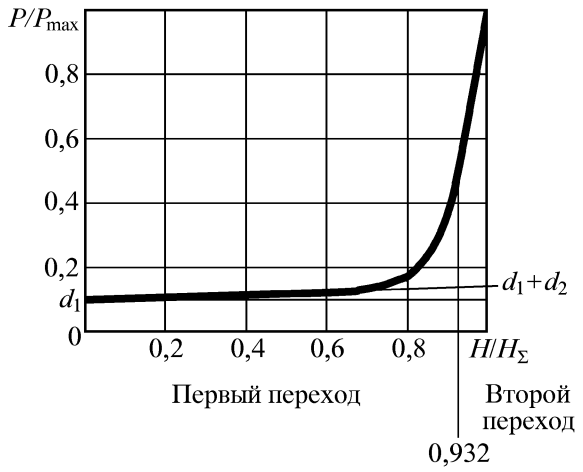


Рис. 1. График силы пластического деформирования заготовки при горячей штамповке на КГШП в открытых штампах за два перехода

* В порядке обсуждения.

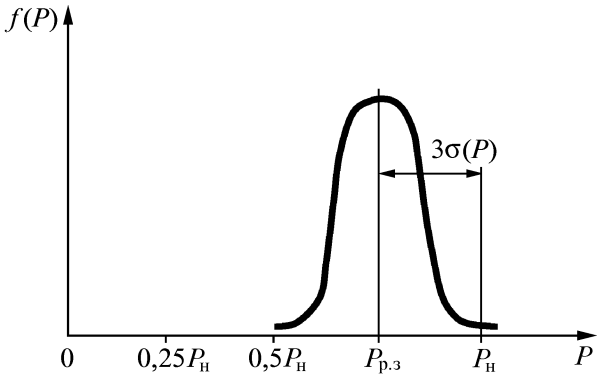


Рис. 2. График плотности вероятностей нормального распределения силы деформирования при штамповке в окончательном ручье на КГШП

отличающихся условий штамповки в основном из-за разницы температуры и объема заготовок может изменяться в пределах ±33 % от среднего значения для расчетной заготовки $P_{р.з}$ и подчиняется нормальному закону распределения случайной величины. Сила $P_{р.з}$ во избежание перегрузки не может быть более 0,75 номинальной силы КГШП $P_н$ [2]. Примем для расчетной заготовки $P_{max} = P_{р.з} = 0{,}75P_н$. Для других заготовок наибольшая сила деформирования должна быть в пределах $P_{max} = P_{р.з} \pm 3\sigma$ (рис. 2), где $\sigma = (P_н - P_{р.з})/3 = 0{,}25P_н/3$ – среднее квадратическое отклонение.

Примем, что у заготовки № 1 наибольшая в пределах оптимального интервала температура перед штамповкой и наименьший объем. Поэтому необходимая сила деформирования заготовки минимальная. Для этой заготовки $P_{max} = P_{р.з} - 3\sigma = 0{,}75P_н - 0{,}25P_н = 0{,}5P_н$; $A_{max} = 0{,}5P_нH_\Sigma$. Заготовка № 2 – расчетная, оптимальная по температуре и объему, для нее $A_{max} = 0{,}75P_нH_\Sigma$. Заготовка № 3 имеет наименьшую температуру и наибольший объем, $P_{max} = P_{р.з} + 3\sigma = P_н$; $A_{max} = P_нH_\Sigma$.

Сравним энергетические показатели штамповки заготовок в окончательном ручье без упоров и с упорами на КГШП силой $P_н = 25$ МН; полный ход ползуна $H_п = 350$ мм. Для этого пресса суммарный ход деформирования за два перехода типовой заготовки $H_\Sigma = 0{,}15H_п = 52{,}5$ мм. Ход деформирования за второй переход $H_д = 0{,}068H_\Sigma = 3{,}57$ мм.

Большое влияние на процесс штамповки и работу деформирования оказывает упругая деформация пресса. В самом начале при нагружении КГШП силой до значения, при котором начинается пластическая деформация заготовки, в окончательном ручье идет только упругая деформация пресса. При штамповке без упоров и с упорами упругая начальная деформация (без учета нелинейного участка) $H'_{у.н} = 0{,}5P_{max}/C_п$, где $C_п$ – фактическая вертикальная жесткость пресса (у КГШП силой $P_н = 25$ МН $C_п = 11{,}6$ МН/мм). Для расчетной заготовки № 2 $H'_{у.н} = 0{,}5 \cdot 0{,}75P_н/C_п$ (рис. 3, где $H_{у.р}$ – упругая деформация разгрузки; $H_{у.д}$ – дополнительная упругая деформация). Работа упругой деформации при начальном (до пластической деформации заготовки) нагружении пресса $A'_{у.н} = (0{,}5P_{max})^2/2C_п$. Для заготовки № 2 $A'_{у.н} = (0{,}5 \cdot 0{,}75P_н)^2/2C_п$.

После достижения силы деформирования, равной $0{,}5P_{max}$, при дальнейшем ходе ползуна пресса вниз одновременно идет пластическая деформация заготовки на величину $H_д$ и продолжается упругая деформация пресса на величину $H''_{у.н}$, для расчетной заготовки № 2 $H''_{у.н} = 0{,}75P_н/2C_п$. На рис. 3 упругая деформация $H''_{у.н}$ показана условно в конце пластического деформирования.

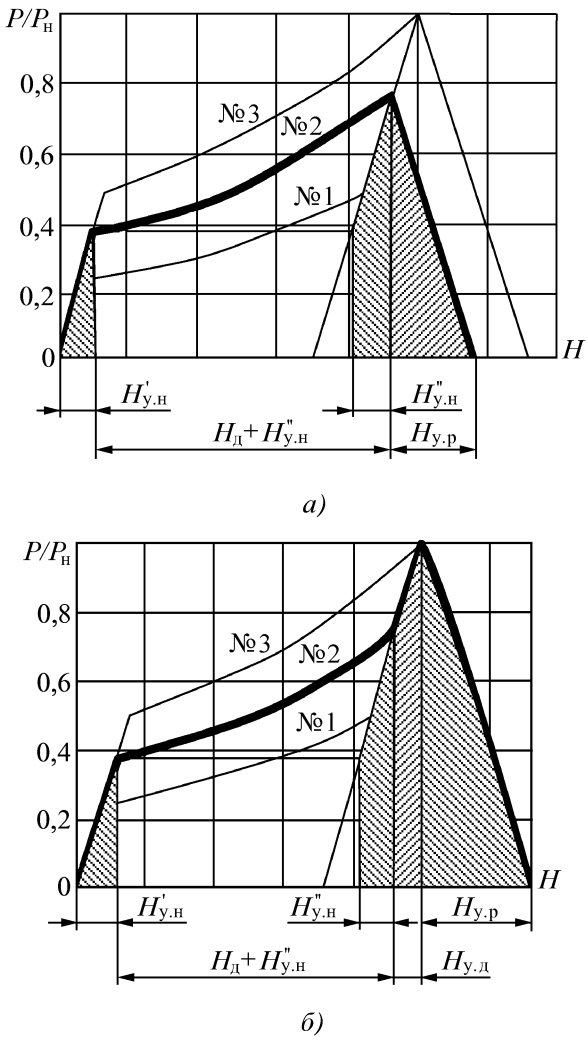


Рис. 3. Графики нагружения КГШП при штамповке заготовок № 1–3. Заштрихованные области обозначают потери энергии на упругую деформацию пресса при штамповке расчетной заготовки № 2:
а – штамповка без упоров; *б* – штамповка с упорами

Суммарная упругая деформация при нагружении пресса при штамповке $H_{у.н} = H'_{у.н} + H''_{у.н}$ – это величина дополнительного хода ползуна вниз из-за упругости пресса. При полной нагрузке пресса при штамповке без упоров заготовки № 3 $H_{у.н} = P_н/C_п$ = = 2,16 мм, для заготовки № 1 $H_{у.н} = 0{,}5P_н/C_п$ = = 1,08 мм. Разница в упругой деформации пресса, равная 1,08 мм, определяет наибольшее различие размера поковок по высоте.

Сравним эту величину с допуском на высоту типовой круглой в плане поковки, штампуемой на прессе силой $P_н$ = 25 МН. Наибольшая масса поковки для этого пресса 6,25 кг [1] . Примем для сравнения поковку шестерни из стали 45ХН2МФА почти вдвое меньшей массы 3,3 кг, диаметром 132 мм, высотой $42{,}5^{+1{,}1}_{-0{,}5}$ (ГОСТ 7505–89. Поковки стальные штампованные. Пример 2). Поле допуска равно 1,6 мм, что в 1,5 раза больше наибольшей разницы упругой деформации пресса при штамповке заготовок № 1 и № 3 без упоров. Поковки из этих заготовок по размерам соответствуют ГОСТу. Повышение точности поковок по высоте при штамповке с упорами рассчитано на уменьшение допуска на высоту поковки, на уменьшение массы поковок. По ГОСТ 7505–89 допуски не разделяются по назначению. Они одинаковые на длину, ширину, диаметр, высоту поковки и зависят при прочих равных условиях (группа стали, степень сложности и класс точности поковок) только от конкретного линейного размера.

Работа упругой деформации при нагружении пресса при штамповке без упоров и с упорами $A''_{у.н} = 0{,}75P^2_{max}/2C_п$; $A_{у.н} = A'_{у.н} + A''_{у.н} = P^2_{max}/2C_п$. Для заготовок № 1, № 2 и № 3 $A_{у.н} = (0{,}5P_н)^2/2C_п$, $A_{у.н}$ = = $(0{,}75P_н)^2/2C_п$ и $A_{у.н} = P^2_н/2C_п$ соответственно.

Для упрощения дальнейшего энергетического анализа примем, что упоры являются абсолютно жесткими, так как они имеют небольшую высоту и значительную суммарную площадь поперечного сечения. Кроме того, упоры воспринимают только часть силы нагружения пресса.

Настройка штамповой высоты пресса должна обеспечить контакт упоров при штамповке любой заготовки. Для заготовки № 3 требуется наибольшая сила деформирования, равная $P_н$. В этом случае в конце хода ползуна должно произойти, как минимум, касание упоров. При штамповке всех других заготовок при рабочем ходе ползуна вначале (до момента касания упоров) идет окончательная пластическая деформация заготовки и предварительная начальная упругая деформация пресса $H_{у.н}$. После касания упоров ход ползуна продолжается, заготовка больше не деформируется, добавочная сила пресса через заготовку и упоры идет только на дополнительную упругую деформацию пресса $H_{у.д}$ пока сила пресса не достигнет значения $P_н$ (см. рис. 3, *б*).

Дополнительная упругая деформация пресса при штамповке расчетной заготовки № 2 (см. рис. 3, *б*) $H_{у.д} = P_н/4C_п$; для заготовки № 1 $H_{у.д} = P_н/2C_п$; для заготовки № 3 $H_{у.д} = 0$. Работа дополнительной упругой деформации пресса при штамповке заготовки № 2 $A_{у.д} = 1{,}75P^2_н/8C_п$; для заготовки № 1 $A_{у.д} = 1{,}5P^2_н/4C_п$; для заготовки № 3 $A_{у.д} = 0$.

Разгрузка пресса от упругой энергии, накопленной к концу рабочего хода ползуна вниз, происходит при силовом повороте кривошипа от крайнего нижнего положения вверх на угол разгрузки $\alpha_р$, соответствующий упругой деформации разгрузки $H_{у.р}$. В реальных условиях угол $\alpha_р$ если и больше угла заклинивания кривошипно-ползунного механизма пресса, то не намного и срыва нагрузки в конце процесса разгрузки не происходит [3]. Поэтому значение работы разгрузки $A_{у.р}$ следует прибавить к затратам энергии привода на штамповку заготовок. При штамповке без упоров $A_{у.р} = P^2_{max}/2C_п$. При применении упоров разгрузка для всех заготовок независимо от их объема и температуры наступает, когда $P_{max} = P_н$, при этом $A_{у.р} = P^2_н/2C_п$.

Сравнение энергетических показателей, кДж, при штамповке в окончательном ручье без упоров и с упорами на КГШП силой $P_н$ = 25 МН

Энергетический показатель	Штамповка без упоров			Штамповка с упорами		
	заготовок					
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 1	№ 2	№ 3
P_{max}, МН	$0{,}5P_н$	$0{,}75P_н$	$P_н$	$P_н$	$P_н$	$P_н$
$A_{пл}$	32,1	48,1	64,1	32,1	48,1	64,1
$A_{у.н}$	6,75	15,15	26,95	6,75	15,15	26,95
$A_{у.д}$	–	–	–	20,2	11,8	–
$A_{у.р}$	6,75	15,15	26,95	26,95	26,95	26,95
$A_у = A_{у.н} + A_{у.д} + A_{у.р}$	13,5	30,3	53,9	53,9	53,9	53,9
$A = A_{пл} + A_у$	45,6	78,4	118,0	86,0	102,0	118,0

Результаты расчетов величин $A_{пл}$, $A_{у.н}$, $A_{у.д}$, $A_{у.р}$ приведены в таблице.

Сравним силовые и энергетические показатели при штамповке заготовок без упоров и с упорами. Серийный КГШП силой $P_н$ = 25 МН предназначен для штамповки в открытых штампах без упоров предельной расчетной заготовки при P_{max} = 0,75$P_н$ = = 18,75 МН, с разбросом наибольшей силы деформирования 12,5...25 МН (σ = 2,08 МН). При штамповке заготовок в окончательном ручье без упоров при нормальном распределении вероятностей менее 16 % заготовок штампуются при силе P_{max} >($P_{р.з}$ + σ) или P_{max} > 20,83 МН; 2,3 % заготовок штампуются при силе P_{max} > ($P_{р.з}$ + 2σ) или P_{max} > 22,91 МН. На такую силовую нагрузку рассчитаны конструкция кривошипно-ползунного механизма, особенно эксцентриковый вал, его подшипники, станина, муфта, зубчатая передача и другие узлы и детали пресса. Электродвигатель мощностью 90 кВт при соответствующем маховике вполне справляется со штамповкой подобных заготовок при проектной производительности.

При штамповке с упорами наибольшая сила деформирования для любой заготовки равна $P_н$. Это на 1/3 больше, чем сила деформирования без упоров расчетной заготовки. Затраты энергии при штамповке с упорами расчетной заготовки № 2 на 30 % больше, чем при штамповке без упоров такой же заготовки. Конструкция серийного КГШП силой $P_н$ = 25 МН и его маховичный электропривод не рассчитаны на такие нагрузки. Для штамповки тех же заготовок с применением упоров требуется следующий в ряду гаммы КГШП силой $P_н$ = 40 МН, имеющий более прочную конструкцию и электродвигатель большей мощности, при этом значительно увеличится удельный расход электроэнергии.

Работа КГШП с упорами требует точной настройки штамповой высоты пресса. В противном случае у ряда заготовок будет недоштамповка или превышение силы деформирования. Настройка будет нарушаться с изменением температуры штампов. Радикальный путь повышения точности поковок по высоте – снижение разброса силы деформирования при штамповке. Задача непростая и комплексная. Необходимо, во-первых, снизить разброс температуры заготовок не только после нагрева в индукторе, но главное перед штамповкой в окончательном ручье. Для этого требуется стабильность процесса штамповки на всех его этапах, что возможно только при полной автоматизации.

Предположим, что удалось снизить разброс силы деформирования заготовок в окончательном ручье вдвое. Тогда при штамповке тех же заготовок на том же КГШП силой $P_н$ = 25 МН без упоров разброс силы деформирования будет 15,63...21,88 МН (σ = = 1,04 МН). Сила деформирования поковки № 3 стала меньше, но средняя энергетическая нагрузка на пресс, которая определяется штамповкой базовой расчетной заготовкой № 2, осталась прежней. При штамповке с упорами сила деформирования всех заготовок будет равна 0,875$P_н$, что выше среднего значения при штамповке без упоров, равного 0,75$P_н$, на 17 %. Суммарная работа А для расчетной заготовки при штамповке с упорами на 14 % больше, чем при штамповке без упоров. Следовательно, даже при снижении разброса силы деформирования в 2 раза для штамповки с упорами необходим более мощный пресс. Но в этом нет необходимости, так как при разбросе, уменьшенном по сравнению с первоначальным в 2 раза, во столько же раз повышается точность по высоте поковки, что вполне достаточно при штамповке без применения упоров, без перегрузки привода при проектной производительности пресса.

Вывод

Повышение точности поковок по высоте при штамповке с упорами достигается применением более мощных КГШП, чем при штамповке без упоров, резким возрастанием энергоемкости технологического процесса и удельного расхода электроэнергии. Эти дополнительные потери не оправдывает незначительная экономия металла на уменьшение допуска размера высоты поковки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Богданов Э.Ф.** К расчету привода горячештамповочного пресса с учетом его вероятностного нагружения // Вестник машиностроения. 1985. № 11. С. 62–64.

2. **Игнатов А.А., Игнатова Т.А.** Кривошипные горячештамповочные прессы. М.: Машиностроение, 1984. 312 с.

3. **Живов Л.И., Овчинников А.Г., Складчиков Е.Н.** Кузнечно-штамповочное оборудование. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 560 с.

Энгель Федорович Богданов, д-р техн. наук

Поздравляем!

Сергея Сергеевича Яковлева

доктора технических наук, профессора

с 50-летием

8 декабря 2007 г. исполнилось 50 лет со дня рождения заведующего кафедрой "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета, доктора технических наук, профессора Сергея Сергеевича Яковлева.

Сергей Сергеевич работает в Тульском государственном университете с 1983 г. по настоящее время ассистентом, доцентом кафедры "Проектирование и производство элементов", профессором кафедры "Механика пластического формоизменения", заведующим кафедрой "Механика пластического деформирования".

С.С. Яковлев после окончания аспирантуры при МВТУ им. Н.Э. Баумана в 1983 г. защищает кандидатскую диссертацию, а в 1994 г. – докторскую диссертацию. В 1996 г. он утвержден в ученом звании профессора.

С.С. Яковлев является крупным специалистом в области теории процессов обработки металлов давлением и технологии кузнечно-штамповочного производства.

Основным направлением научной деятельности С.С. Яковлева является разработка методов анализа и расчетов процессов обработки металлов давлением при различных температурных режимах обработки. Им опубликованы свыше 250 научных статей, 7 монографий, 7 учебных пособий, получены 4 патента на изобретения.

Под научным руководством С.С. Яковлева защищены 24 кандидатских диссертации, он являлся консультантом по четырем докторским диссертациям.

С 1994 г. С.С. Яковлев является зам. ответственного редактора межвузовских сборников научных трудов, является членом трех диссертационных советов, заместителем ответственного редактора журнала "Известия ТулГУ. Серия. Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением", заместителем председателя УМК Минобрнауки РФ по специальности 150201 "Машины и технология обработки металлов давлением", с 2003 г. – членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

С.С. Яковлев дважды удостоен звания лауреата премии имени С.И. Мосина в области разработок военной техники. За заслуги в области развития экономики России С.С. Яковлеву присуждена премия имени А.Н. Косыгина (2005 г.) и премия Тульской области в области науки и техники имени Б.С. Стечкина (2006 г.). В 2001 г. С.С. Яковлев избран академиком Академии проблем качества РФ отделения "Заготовительные производства в машиностроении".

В 1998 г. С.С. Яковлеву в составе творческого коллектива присуждена Государственная премия в области науки и техники, а в 2006 г. – премия Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

В настоящее время Сергей Сергеевич Яковлев является ответственным редактором тома 4 "Листовая штамповка" справочника "Ковка и штамповка".

От имени редакции и редакционной коллегии
сердечно поздравляем Сергея Сергеевича Яковлева с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, счастья, дальнейшей плодотворной
деятельности на благо нашей Родины!

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение – 1".
E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 02.10.07 г. Подписано в печать 13.11.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,40. Заказ 473. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.