ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 10 октябрь 2008

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
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.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

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

Илларионов И.Е., Кузнецов В.П. Вакуумно-пленочная формовка. История развития и внедрения в отечественной промышленности 3
Фильтры керамические ФКТ (на правах рекламы). 10
Болдырев Д.А., Давыдов С.В. "Тяжелые" лигатуры для получения отливок из высокопрочного чугуна и их особенности 13
Гитин Ю.М., Рохлин О.Н., Топчий А.В., Ершов Е.И., Курочкина Н.И., Оголь А.В., Кириченко А.М. Опыт механизации кислородной резки кузнечных заготовок в ОАО "Днепровский меткомбинат" 18

Кузнечно-штамповочное производство

Артес А.Э., Третьюхин В.В. Исследование технологических возможностей использования центробежно-литых труб для штамповки деталей в арматуростроении 22
Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Моделирование резки тонколистовых заготовок вращающимся эластичным инструментом 25
Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Разработка конкурентоспособных технологий подготовки хромистых сталей под холодную высадку высокопрочных крепежных изделий 28
Сидоров А.А. Исследование удельной силы прямого выдавливания деталей типа "стакан" из меди М1 и стали 20 33
Бочаров Ю.А., Хижнякова Л.В. Параметры тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356 36

Прокатно-волочильное производство

Бурлаков И.А. Производство прутков круглого и шестигранного сечения из титановых и никелевых сплавов на прокатном комплексе "280-380". 41

Материаловедение и новые материалы

Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. Эволюция наноразмерной субструктуры и фазового состава при эксплуатации плазменно-упрочненных чугунных валков 45
Фигуровский Д.К. Горячая деформация слитков сплава МНЦ15-20, полученных с использованием электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации 50

Информация

Иванов С.Я. Влияние температуры заливки на усадочные процессы при литье золотосодержащих сплавов 55

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.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2008

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 10 October 2008

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

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

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

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
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.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

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

Illarionov I.E., Kuznetsov V.P. Vacuum-film molding. History of evolution and application to domestic industry . . . 3
Ceramic filters FCT. . . . 10
Boldyrev D.A., Davydov S.V. "Heavy" rich alloys for production of castings made of high-duty cast iron and their features . . . 13
Gitin Yu.M., Rokhlin O.N., Topchy A.V., Ershov E.I., Kurochkina N.I., Ogol A.V., Kirichenko A.M. Experience of oxygen cutting mechanization for forged billets in the JSC "Dneprovsky metkombinat" . . . 18

Forging and Stamping Productions

Artes A.E., Tretyukhin V.V. The exploration of technological capabilities of using centrifugal casting pipes for press forming armature details . . . 22
Semenov I.E., Ryzhenko S.N., Povorov S.V. Modeling of thin-sheet metall cutting by using elastic tool . . . 25
Filippov A.A., Pachurin G.V. Competitive technologies development of chromium steels preparation for cold heading of high-strength fixing products. . . . 28
Sidorov A.A. The research of intensity force of direct extrusion process of the parts type "glass" made of copper M1 and steel 20 . . . 33
Bocharov Yu.A., Khizhnyakova L.V. Aluminium alloy A356 thixoforging parameters for axis-symmetric components . . . 36

Rolling and Drawing Productions

Burlakov I.A. The rolling process of titanium and nickel alloy-based round and hexagonal rods on the «280-380» rolling mill . . . 41

Physical Metallurgy and New Materials

Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V. Evolution of nanosize substructure and phase state during the service of plasma strengthened cost iron rolls . . . 45
Figurovsky D.K. Hot deformation of MNTs15-20 alloy ingots produced under electromagnetic stirring. . . . 50

Information

Ivanov S.Ya. The influence of casting temperature on shrink processes upon casting of gold-containing alloys . . . 55

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2008

УДК 621.74

И.Е. Илларионов *(Чебоксарский политехнический институт (филиал) Московского государственного открытого университета),*
В.П. Кузнецов *(ООО "Промтрактор-Промлит", г. Чебоксары)*

Вакуумно-пленочная формовка. История развития и внедрения в отечественной промышленности

Рассмотрены история развития и внедрения в отечественной промышленности технологии и оборудования вакуумно-пленочной формовки, ее преимущества и проблемы освоения.

History of evolution and application to domestic industry of technology and the equipment of vacuum-film molding, its advantages and problems of development are considered.

Ключевые слова: вакуумно-пленочная формовка; внедрение; проблемы; преимущества.

Key words: vacuum-film molding; application; problems; advantages.

Эффект уплотнения сыпучих материалов под воздействием разрежения впервые был установлен в Японии при экспериментах с пищевыми продуктами и запатентован. Значительно позже этот эффект нашел применение для уплотнения формы в литейном производстве и получил название V-процесс или вакуумно-пленочная формовка (ВПФ).

Монопольное право на это изобретение у авторов приобрели две фирмы – Mitsubishi Co и Sintokogio. Мировой инженерной общественности технология и оборудование вакуумно-пленочной формовки были представлены на выставке "GIFA–74" японской фирмой Sintokogio. Процесс был признан крупнейшей инженерной разработкой в литейном производстве минувшего столетия.

Производство отливок по вакуум-процессу (V-процесс) получило бурное развитие благодаря существенным технологическим и экономическим преимуществам по сравнению с другими способами литья в песчаные формы.

С 1975 г. в ЦНИИМатериалов (г. Ленинград) начались интенсивные исследования по технологии ВПФ и проектированию оборудования. Для промышленного производства была создана достаточно широкая номенклатура литейного оборудования: от установок с производительностью 1...6 форм/час до автоматизированной линии, внедренной в 1982 г. на "Курганмашзаводе", которая работает и в настоящее время.

Советским Союзом были приобретены патенты и закуплена автоматическая линия производства фирмы Sintokogio производительностью 20 форм/час, размером опок в свету 1500×1500×400/400, которая была пущена в эксплуатацию в г. Луганск на станкостроительном заводе в 1980 г. Там же для изучения технологии производства отливок и исследований был создан филиал ЦНИИМа.

Кроме ЦНИИМа изучением технологии, проектированием оборудования занимались ЦНИИ "Прометей" и ВПТИЛитпром (г. Ленинград), ВПКТИ "Стройдормаш" и Институт Проблем Литья Академии наук Украины (г. Киев), другие отраслевые институты. Была спроектирована гамма установок и формовочных линий с различными производительностью и габаритными размерами опок для мелкосерийного и массового производства отливок из чугуна, углеродистых и высоколегированных марок стали, медных и алюминиевых сплавов, жаропрочных и специальных сплавов.

Высочайший уровень специалистов научно-исследовательских институтов, в первую очередь военно-промышленного комплекса, позволил за очень короткий срок решить практически все задачи по промышленному внедрению ВПФ.

Были решены практически все основные проблемы для успешного внедрения процесса на предприятиях:

– разработана методика расчета вакуумной системы, необходимого числа насосов и их производительности;

– исследованы различные синтетические пленки и разработаны технические условия ТУ 6-05-05-166–82, в соответствии с которыми освоено производство отечественной марки "Сэвилен" на ленинградском заводе "Пластполимер";

– разработаны принципы изготовления модельных комплектов, требования к материалам моделей, конструкции вент и рекомендации по их количеству и расположению;

– исследованы формовочные пески различных карьеров, подобраны марки для различных сплавов, способы их уплотнения;

– изучены процессы заполнения форм жидким металлом и изменения газового режима литейной формы; на основе этих исследований были разработаны рекомендации по конструкциям и размерам литниковых систем, выпоров и прибылей;

– рекомендованы материалы для изготовления стержней;

– определено влияние огнеупорных покрытий на прочность литейной формы в процессе заливки и для борьбы с пригаром разработаны составы и технологии их нанесения при литье различных сплавов;

– исследованы особенности затвердевания, протекания усадочных процессов и охлаждения отливок из различных сплавов, влияние вакуумируемой формы на микроструктуру металла и механические свойства;

– описаны возможные дефекты литья по вакуум-процессу, причины их образования и методы предотвращения.

Все эти исследования вошли в труд "Технология вакуумно-пленочной формовки" под редакцией академика Международной и Российской Инженерных Академий д-ра техн. наук, проф. В.П. Кузнецова.

К сожалению, в настоящее время почти все предприятия, как уже установившие оборудование для ВПФ, так и намеревающиеся это сделать, начинают все работы по отработке технологии заново, нередко получая массовый брак отливок.

Это вызвано тем, что не только фирма HWS, как основной производитель данного оборудования, но и другие производители, за редким исключением, не предоставляют технологического сопровождения, поскольку не владеют технологией в требуемом для начала производства объеме. Как следствие, поставляемое оборудование называют "универсальным", а на самом деле часто малоподходящим для изготовления конкретной номенклатуры.

У предприятий-заказчиков срабатывает стереотип, что для начала производства необходимо только установить соответствующее оборудование. На первоначальном этапе уделяется очень мало времени и средств на изучение технологии. Потери оказываются несоизмеримы! Все ставится в зависимость от уровня и квалификации инженеров-металлургов предприятия, а в постперестроечное время уровень подготовки специалистов упал повсеместно и тенденции к лучшему не наблюдается.

По этой же причине время от времени в печати появляются статьи о каких-либо ограничениях в применении V-процесса. Например, что нельзя получить качественные стальные отливки; что невозможно получать отливки ответственного назначения, а метод применим только для тонкостенного художественного литья или для литья ванн.

Но для получения тонкостенных отливок вообще нет альтернативного метода! А практически любую отливку, которую можно получить литьем в песчаную форму (ХТС, ПГС, ЖСС и т.п.), также можно получить литьем по V-процессу, при этом примерно в 70 % случаев это будет значительно эффективнее и экономически выгоднее. Все определяют поставленные цели и задачи. Ясно, что соревноваться в производительности с "Disamatic" бессмысленно, но и получить сложные высококачественные отливки на этих линиях невозможно.

Не соответствуют действительности и утверждения о более высокой энергоемкости процесса (данные будут представлены ниже) и об опасности "серьезных аварий" из-за случайного отключения электроэнергии, так как кроме утраты незалитых форм на линии заливки вообще ничего не произойдет. При этом стержни будут легко извлечены и повторно использованы.

Также неверны высказывания об опасных выделениях хлора при сгорании синтетической пленки. Во-первых, в химическом составе пленок, применяемых при литье по V-процессу, хлора нет, поэтому его и нет в продуктах сгорания. Пленки состоят из полиолефинов – высокомолекулярных углеводородов олифатического ряда и при их разложении выделяются: H_2, H_2O, CO_2, CO, CH_3, COOH, углеводороды. Не обнаружено выделения токсических веществ ни в одном интервале температур. Все выделяющиеся газы отсасываются вакуумной системой и не попадают в атмосферу цеха. Это один из самых экологически чистых и безотходных процессов в литейном производстве.

В 1985 г. в МПС был утвержден документ, запрещавший использовать отливки для железнодорожного транспорта, изготовленные по V-процессу, на том основании, что "все время до заливки должны работать насосы для поддержания вакуума"! Как следствие, уже в настоящее время появился материал, в котором писали о том, что вообще невозможно получать годные отливки для тележек грузовых вагонов. Сейчас, после успешного освоения этой номенклатуры отливок Чебоксарским заводом промышленного литья, наоборот, стали утверждать, что этот метод годится только для подобных отливок.

В настоящее время по V-процессу получают отливки массой до 10 т с толщинами стенок до 500 мм. Размер отливок по ширине ограничивается шириной выпускаемой пленки (до 3000 мм), а по длине практических ограничений нет.

Накопленный производственный опыт на ряде зарубежных и отечественных предприятий позволяет с уверенностью рекомендовать эту технологию для широкого применения при мелкосерийном и массовом производстве отливок, как обеспечивающую получение максимального экономического эффекта при минимальных затратах материальных и трудовых ресурсов.

Основными технико-экономическими преимуществами литья по V-процессу являются следующие:

– сокращение капитальных затрат и эксплуатационных расходов в результате исключения из состава цеха значительной части смесеприготовительного отделения, так как для вакуумной формовки используется только сухой формовочный материал (кварцевый песок). Вся подготовка песка к повторному использованию сводится к отделению остатков стержней, сепарации от корольков металла и охлаждению;

– сокращение расхода формовочных материалов примерно на 40 %. При вакуум-процессе отпадает необходимость использования связующих. Добавка свежего песка осуществляется только для восполнения его потерь при выбивке и транспортировке. Потери составляют 0,05...0,20 % за каждый цикл оборота опок. При большом количестве (массе) стержней песок приходится искусственно удалять из системы оборота, так как потери на просыпи и потери с отливками значительно меньше, чем обогащение формовочного песка стержневым;

– ликвидация тяжелого ручного труда при изготовлении форм и при выбивке отливок. Весь процесс формовки легко поддается полной механизации, поскольку заключается только в заполнении опоки сухим песком, уплотнении его вибрацией и откачки воздуха из объема формы. А наиболее существенное снижение трудоемкости достигается на выбивке форм, поскольку выбивка представляет собой простое просыпание песка из формы и последующую уборку отливки с выбивкой решетки;

– снижение брака литья по засорам и газовым раковинам. Образованию засоров препятствует синтетическая пленка, которая предотвращает разрушение и осыпание формы при выемке модели, установке стержней и выдержке ее перед заливкой. В то же время отсутствие в формовочной смеси связующих материалов и влаги, которые при заливке формы металлом образуют значительный объем газов, а также непрерывная откачка воздуха и газов из стержней и песка вакуумной системой практически исключают образование в отливке газовых раковин;

– повышение точности размеров и чистоты поверхности отливок. Снижение массы отливок из-за уменьшения припусков на механическую обработку, величины литейных уклонов и, соответственно, уменьшение объема механической обработки отливок;

– отсутствует износ моделей, так как на них не производится механического воздействия, меньшие силы требуются по их извлечению из формы благодаря эластичности пленки. Высокая точность отпечатка обеспечивается еще и тем, что противопригарная краска наносится на пленку со стороны песка перед его засыпкой в форму, а не со стороны модели после ее извлечения, как происходит при других методах формовки;

– повышение срока службы модельной оснастки из-за отсутствия прямого контакта песка с поверхностью модели и исключения ударных нагрузок на модель при формовке и удалении модели из формы;

– ликвидация процесса сушки форм. Это позволяет существенно уменьшить энергозатраты и производственные площади;

– повышение жидкотекучести металла в результате меньшей теплоаккумулирующей способности формы, что позволяет изготовлять более тонкостенное литье при том же перегреве жидкого металла;

– существенное снижение температуры заливки металла, а также свободная усадка при отключенном вакууме позволяют получать отливки с высоким качеством поверхности и снизить вероятность образования горячих трещин;

– отсутствие химического пригара на отливках из-за отсутствия кислорода на границе металл–форма;

– возможность использования неквалифицированной рабочей силы при изготовлении форм практически любой сложности, поскольку все основные операции при изготовлении форм, определяющие качество литья, механизированы и не требуют вмешательства квалифицированного персонала. Из формы можно извлечь стержни и поставить вновь, практически невозможно при этом повредить форму. Брак форм на операциях формовки составляет десятые доли процента;

– повсеместно обеспечена равномерная твердость форм, в том числе и на вертикальных стенках;

– улучшение санитарно-гигиенических условий труда в литейном цехе благодаря ликвидации газовыделения из форм при заливке и затвердевании металла, поскольку в форме отсутствуют связующие материалы и другие добавки. Кроме того, основная масса выделяющихся из формы газов откачивается и по системе вакуумпроводов удаляется из атмосферы цеха. Основной объем газов образуется от стержней;

– низкая энергоемкость процесса.

Перечисленные технико-экономические преимущества приводят к существенному снижению трудозатрат и стоимости литья.

В табл. 1 и 2 приведены сравнительные данные по стоимости литья, изготовляемого по V-процессу и в холоднотвердеющих формах фирм Mitsubishi Co и Sintokogio, которые первыми стали осваивать эту тех-

1. Стоимость производства стальных отливок, тыс. иен/т (фирма Mitsubishi Co)

Статья расхода	V-процесс	CO_2-процесс
Металл (шихта)	111	111
Модельная оснастка и формовочные материалы	18	36
Рабочая сила на формовке	100	129
Рабочая сила на очистке и выбивке	89	124
Отчисления на использование патента	2	0
Итого	320	400

2. Стоимость производства стальных отливок, тыс. иен/т (фирма Sintokogio)

Статья расхода	V-процесс	CO_2-процесс	По нагреваемой оснастке
Металл (шихта)	43,18	43,76	43,76
Плавка	18,51	19,23	19,85
Приготовление формовочной смеси	5,14	19,55	18,75
Формовка, включая стоимость энергии	20,53	21,32	20,05
Обрубка и очистка литья	14,40	18,40	18,40
Остаточные затраты	8,79	11,78	11,43
Отчисления на использование патента	3,00	0	0
Итого	113,55	134,04	132,24

нологию на своих предприятиях для производства крупногабаритных отливок из стали.

Как следует из представленных данных, использование V-процесса при одной и той же программе производства позволяет в 2 раза уменьшить количество рабочих при одновременном снижении стоимости литья на 15...20 %.

Сопоставимые показатели экономической эффективности производства отливок по V-процессу получены и на различных отечественных предприятиях.

Например, на одном из первых промышленных участков на Ковровском заводе им. В.А. Дегтярёва, созданном для производства чугунного и цветного литья, коэффициент использования металла (КИМ) повысился от 0,4...0,5 до 0,7...0,8. Брак снижен в среднем по разным видам литья на 18...20 %, трудоемкость механической обработки – на 15 %. Себестоимость литья уменьшилась на 30...40 %.

На Горьковском машиностроительном заводе по вакуум-процессу изготовляли технологическую оснастку (модели, штампы, пресс-формы, кокили). КИМ увеличился от 0,2...0,3 до 0,5...0,9. Трудоемкость изготовления оснастки была снижена на 50...80 %. Аналогичные результаты были получены на Ульяновском и Вятско-Полянском машиностроительных заводах, Уральском оптико-механическом заводе и других.

По данным Луганского станкостроительного завода, производившего чугунное литье на автоматизированной линии с габаритными размерами опок 1500×1500 мм, КИМ был увеличен на 25...30 %, благодаря чему объем механической обработки снижен на 30...50 %, трудоемкость финишных операций уменьшилась в 1,5–2,0 раза. Примерно такие же показатели были получены и на Курганском машиностроительном заводе при изготовлении стального литья.

При этом в экономических показателях не учитывались затраты на охрану окружающей среды. Расчет экологического ущерба, наносимого различными литейными технологиями, выполнили специалисты Санкт-Петербургского технического университета по разработанной ими методике. Он показал, что при использовании V-процесса экономический эффект только в результате уменьшения выбросов в атмосферу понижается на 23,2 руб./т по сравнению с литьем в оболочковые формы и на 11,4 руб./т по сравнению с литьем в песчано-глинистые формы (в ценах 1990 г.).

Эффективность применения технологии литья по V-процессу служит мощным стимулом для его широкого использования при создании новых литейных производств, реконструкции и модернизации существующих.

Основным и, пожалуй, единственным очень существенным недостатком технологии литья по V-процессу является выделение сухой пыли при выбивке отливок и заполнении опок песком. При неудовлетворительной системе вентиляции сухая пыль может стать причиной заболевания рабочего персонала силикозом.

И если на формовочных линиях вопросы пылеудаления и охлаждения песка решены полностью, то на опытно-промышленных участках зачастую не решались изначально при строительстве, хотя были предусмотрены при проектировании. Руководство предприятий жестко контролировало процесс строительства до момента получения первых отливок, оставляя процесс пескооборота работать по "временному варианту". Это и явилось одной из основных причин закрытия многих участков в 1985–1995 гг., высокой текучести кадров.

Одно из основных преимуществ процесса – легкость выбивки форм, превратили в один из его самых больших недостатков. После отключения вакуума песок из опок высыпается под собственной массой, отливка остается на выбивной решетке. При этом на-

блюдается большое пылевыделение. Сухой песок очень плохо остывает и без принудительного охлаждения его нельзя повторно использовать в течение нескольких суток.

На формовочных линиях полностью отсутствует пылевыделение при засыпке опок, так как между бункером-дозатором и опокой имеется уплотнение. Выбивка отливок полностью изолирована от атмосферы цеха, там предусмотрена эффективная вентиляция, а присутствия человека не требуется. Охлаждение песка осуществляется в "кипящем" слое.

Внедрение процесса без системы охлаждения и возврата песка, защиты рабочего персонала от пылевыделений в рабочей зоне неизбежно приведет к полной остановке производства. Это относится и к тестовым установкам, которые предлагаются к поставке совместно с линией для отработки технологических процессов изготовления отливок перед запуском их в массовое производство.

Некоторые другие отличия V-процесса, которые условно можно отнести к недостаткам:

– ограниченная вытяжка пленки.

Современные пленки имеют удлинение до 800 % по ширине и более 600 % по длине рулона, однако этого не всегда достаточно. Отечественной химической промышленностью освоены пленки марок "Сэвилен" и "Миравитен" из сополимера этилена с 12 % мас. винилацетата, которые по пластическим свойствам не уступают пленке "EVA", что позволяет облицовывать сразу большинство оснасток. Для других случаев разработаны технологические приемы, позволяющие устранить этот недостаток, например: применение стержней; облицовка моделей пленкой по частям с последующей склейкой скотчем; применение отъемных частей и др.;

– более сложная конструкция опок и несколько более дорогостоящее оборудование. Изначальные затраты покрываются из-за очень высокого качества отливок, низкого процента брака, более низкой энергоемкости процесса, отсутствием связующих материалов, минимальным количеством отходов, которые необходимо утилизировать, затрачивая средства.

Отходы пленки служат хорошим сырьем для производства черепицы и строительной плитки и поэтому легко реализуются.

Очень многие проекты, намеченные к реализации, так и не были реализованы в связи с наступившим кризисом в отечественной промышленности, остались существовать единичные производства по вакуумно-пленочной формовке. За более чем десятилетний период не было построено ни одного производства. Время проходило в теоретических дискуссиях специалистов о перспективности того или иного способа формовки.

В период 90-х годов прошлого столетия многие литейные цеха прекратили свое существование, а выжившие не оснащались современным оборудованием. Практически утратили свои позиции и многие НИИ, занимавшиеся проблемами проектирования и реконструкции литейных производств.

Поэтому, когда в России начался подъем экономики и стал возрастать спрос на литые заготовки, литейные производства, оснащенные морально и физически устаревшим оборудованием и технологиями, оказались не в состоянии обеспечить современные требования к качеству отливок и себестоимости их получения.

Точно в таком же положении оказались и заводы-производители отечественного оборудования. И несмотря на сохранившийся огромный научно-технический потенциал, самые современные передовые конструкторско-технологические разработки, отечественная промышленность оказалась не конкурентоспособной на рынке литейного оборудования, в первую очередь потому, что не смогла гарантировать изготовление оборудования в такие же сжатые сроки и с тем же качеством, что и зарубежные фирмы.

Сейчас, когда все большее число предприятий задумываются над проблемой реконструкции и модернизации своих производств, решения вопросов о выборе оборудования и технологии зачастую принимаются на основе бизнес-планов, без проведения детального анализа состава основного и вспомогательного оборудования, их количества и производительности, вопросов логистики, решения других проектных вопросов. Нередко решения принимаются на основе коммерческого предложения иностранной фирмы или по примеру других предприятий, ранее уже внедривших у себя аналогичное оборудование.

Существует множество примеров закупок дорогостоящего и неэффективно работающего оборудования иностранного производства. Например, некоторые формовочные линии по No-bake-процессу уже не эксплуатируются, так как они не окупились, многие никогда не окупятся из-за очень высокой себестоимости отливок и проблем с производительностью и качеством.

Но имеется и положительный опыт предприятий, успешно решивших вопросы реконструкции и продолжающих поступательно развиваться. Одним из примеров является Чебоксарский завод промышленного литья ООО "Промтрактор-Промлит", который в 2003 г. принял решение о переориентировании производства на выпуск отливок для тележек грузовых вагонов, осуществил планомерную реконструкцию и техническое перевооружение и за короткий промежуток времени стал флагманом среди производителей отливок железнодорожной номенклатуры.

За истекший период до настоящего времени были внедрены и введены в эксплуатацию:

автоматическая линия вакуумно-пленочной формовки (ВПФ) с габаритными размерами опок 1800×3000×500/500 цикловой производительностью 20 форм/час;

семь стержневых автоматов фирмы Laempe по технологии Cold-box-amin-процесс с газоочистным

оборудованием для обеспечения стержнями работы трех автоматических формовочных линий;

программное обеспечение "Magma" и оргтехника для моделирования литейных процессов, а также станки с ЧПУ фирмы HAAS, позволяющие осуществлять сквозное проектирование, отработку технологического процесса и изготовление модельно-стержневой оснастки с высокой точностью и качеством;

гидравлический пресс для динамических и статических испытаний отливок "рама боковая" и "балка надрессорная", позволяющий осуществлять отработку конструктивных и технологических улучшений с контролируемыми результатами;

осуществлен переход на выпуск металла в ковши емкостью 12,5; 18 и 30 т взамен ковшей емкостью 9 т, что позволило стабилизировать качество металла в форме и обеспечить его однородность;

продувка аргоном жидкой стали в ковше уменьшает количество вредных примесей и неметаллических включений, способствует выравниванию химического состава и температуры;

технология микролегирования и раскисления жидкой стали в ковше проволокой с помощью трайбаппаратов обеспечивает стабильное содержание вводимых элементов;

экспресс-лаборатория "Spectrolab" с отрезным станком "Herzog VST-400" и шлифовальным станком 3Е881 для определения химического состава металла по ходу плавки;

капитально отремонтированы камеры дробеструйной очистки крупного литья;

поточные линии по зачистке и обрубке литья значительно повысили производительность финишных операций;

две новые линии станков по механической обработке позволяют отгружать потребителю все изделия с механической обработкой и сборкой;

контрольно-измерительная машина с программным управлением для контроля геометрии модельно-стержневой оснастки и отливок;

ленточно-пильный станок для резки отливок по контролируемым сечениям для оценки дефектности;

пылеуборочные машины, которые позволяют поддерживать чистоту в литейном цехе.

Оснащенность самым современным оборудованием и правильный выбор технологии изготовления отливок позволили предприятию не только занять ведущие позиции среди производителей отливок для нужд ОАО "РЖД", но и выйти на международный уровень. Завод получил сертификат на право производства отливок балок надрессорных и рам боковых для американских железных дорог и осуществляет поставки отливок в США.

По сравнению с 2006 г. выпуск отливок увеличился и составил: рама боковая – 129 %; балка надрессорная – 242 %; КПА – 132 %; хомут тяговый – 141 %; автосцепка – 156 %.

В немалой степени этому росту производства способствовал запуск в работу автоматической формовочной линии вакуумно-пленочной формовки (АФЛ-1), которая в январе 2008 г. произвела свыше 50 % от общего объема выпуска отливок (в состав цеха входят 3 автоматические формовочные линии). В настоящее время завершается монтаж II очереди пескоохладителя, после чего линия должна выйти на паспортную производительность.

Переход на изготовление отливок по V-процессу с линии ПГС позволил резко сократить окончательный брак отливок балок надрессорных. Это очень ответственные отливки, в нагруженных зонах которых исправление любых дефектов сваркой не допускается. Отливки, изготовленные по V-процессу, не имеют очень многих дефектов, характерных для других способов литья.

Резко уменьшился расход электродов на заварку дефектов в разрешенных к исправлению местах, сократилась трудоемкость обработки на финишных операциях. На отливках надрессорных балок припуски на механическую обработку снизили в 2,5 раза. Все это не в последнюю очередь сказалось на результатах работы предприятия – завод только за один год увеличил выпуск литья на 70 % и превысил объем выпуска, который завод когда-либо производил. На 2008 г. поставлена задача увеличить выпуск литья железнодорожной номенклатуры еще в 1,4 раза.

Практически в один и тот же период времени в 2003–2006 гг. в России появилось сразу несколько автоматических и автоматизированных линий вакуумно-пленочной формовки, новых участков. При этом продолжаются поставки оборудования по уже заключенным контрактам, ведутся переговоры по заключению новых. Основным поставщиком оборудования является немецкая фирма HWS.

Практически одновременно заработали две линии по производству чугунных ванн на заводах "Универсал", г. Новокузнецк, и "Кировский завод", Калужская область, а также линия по производству отливок для тележек грузовых вагонов на ООО "Промтрактор-Промлит", г. Чебоксары. Через год была запущена линия на Благовещенском арматурном заводе. Ведется монтаж на "Востокмашзаводе", г. Усть-Каменогорск (Казахстан). Один из аналогов чебоксарской линии под ту же самую номенклатуру поставлен на Центролит, г. Сумы (Украина), а на другой заключен контракт на поставку с Компанией ВКМ, г. Саранск.

Под V-процесс построены новые заводы в Китае и Индии, строится новый завод под арматурное литье в г. Санкт-Петербург. Такие темпы внедрения обусловлены технико-экономическими преимуществами этой технологии перед другими способами литья.

Для сравнения энергоемкости процессов приведены данные по ООО "Промтрактор-Промлит", где кроме линии ВПФ работает еще одна линия по песчано-глинистой формовке с аналогичными габаритными размерами опок (3000×1700×500/500) производст-

3. Сравнительные характеристики энергопотребления линий по изготовлению литейных форм

Линия	Мощность, кВт	
	установленная	фактически потребляемая
ПГС	4073,0	2500
ВПФ	3447,7	1800

ва американской фирмы HERMAN и изготовляется та же самая отливка – рама боковая.

Стержни изготовляются на одних и тех же автоматах, металл плавится в одних и тех же печах. Поэтому корректно сравнить энергопотребление самих линий, учитывая, что и производительность у них в настоящее время одинакова (табл. 3).

Эти данные полностью опровергают утверждения о более высокой энергоемкости V-процесса.

Литье ванн на линиях по V-процессу позволило полностью исключить брак отливок по вине формы, снизить толщину стенок от 8 до 4 мм и выйти с продукцией на экспорт.

Эффективность применения технологии литья по V-процессу объясняет наблюдающееся в последние годы бурное развитие процесса, внедрение различных установок, больших и малых автоматических формовочных линий. V-процесс – это технология, позволяющая получать очень качественное литье с самым низким процентом брака и самой низкой себестоимостью.

Илья Егорович Илларионов, д-р техн. наук;
Вячеслав Петрович Кузнецов, гл. инженер

Режимы резания для токарных и сверлильно-фрезерно-расточных станков с числовым программным управлением

Гузеев В.И., Батуев В.А., Сурков И.В. Справочник. 2-е изд., 2007. – 368 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 978-5-217-03404-8

Цена с НДС 363 руб.

Приведены сведения, необходимые для определения режимов резания при точении, растачивании, обработке отверстий, фрезеровании на станках с числовым программным управлением, а также приложения, включающие сведения по современным моделям станков с ЧПУ.

Для нормировщиков и технологов, занятых подготовкой управляющих программ и расчетами обоснованных норм времени на работы, выполняемые на металлорежущих станках с ЧПУ в механических цехах машиностроительных предприятий.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (495) 269-66-00. http://www.mashin.ru

Фильтры керамические ФКТ

(на правах рекламы)

ООО "ТЕРМОСИНТЕЗ", 454128, Россия, г. Челябинск, ул. Б. Кашириных, 120
Тел./факс: (351) *796-88-55*; тел.: (351) *792-89-70; 795-78-69; 795-82-04*
E-mail: thermos@yandex.ru
Http://thermosintez.ru

Назначение керамических фильтров: очистка литейных и металлургических металлических расплавов (цветные металлы и сплавы, чугун, сталь и др.) от неметаллических включений и растворенного кислорода (раскисление).

Материал фильтров: карбид титана модифицированный.

Производятся в соответствии с ТУ 1595-001-75420116–2005.

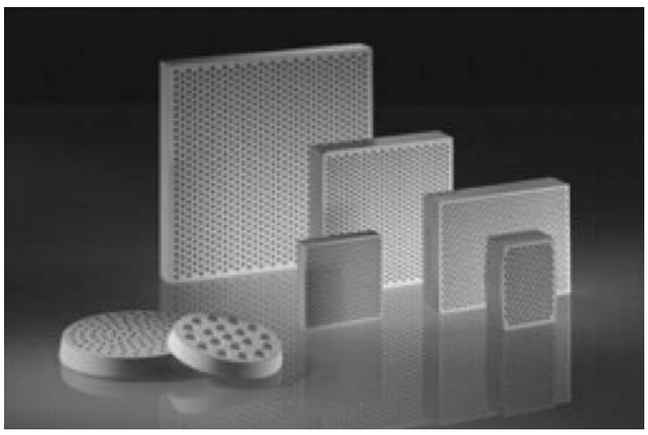

Рис. 1. Внешний вид фильтров ФКТ

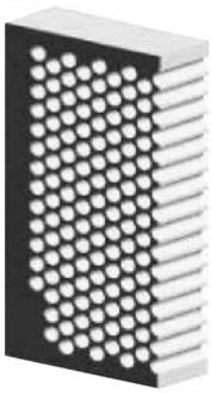

Рис. 2. Изображение фильтра в разрезе

Внешний вид фильтров ФКТ и изображение фильтра в разрезе приведены на рис. 1 и 2.

Одной из проблем литейного производства являются неметаллические включения, всегда содержащиеся в расплавленном металле и вызывающие такие литейные дефекты, как шлаковые и газовые раковины, а также, косвенно, газовую пористость и т.д., которые снижают качество отливок и их механические свойства. Удаление поверхностных шлаковых включений с готовых отливок заметно усложняет и удорожает процессы их обработки.

Образование и попадание неметаллических включений в расплав вызвано перемешиванием шлака с металлом при его плавке, сливе в раздаточный ковш и заливке литейной формы в результате эрозии формовочного материала литниковой системы (экзогенные включения), а также химического взаимодействия заливаемого металла с формовочным материалом и физико-химических превращений в самом металле (эндогенные включения). Применение керамических фильтров заметно снижает образование перечисленных дефектов отливок.

Действие фильтров ФКТ основано на трех эффектах:

I. Твердофазные включения, имеющие больший размер, чем отверстия фильтра, задерживаясь на передней поверхности фильтра, формируют "лепешку", на которой оседают более мелкие включения (рис. 3, 4).

Кроме этого, благодаря микропористой структуре фильтров ФКТ, мелкие включения задерживаются на внутренней поверхности каналов фильтра вследствие физической и химической адсорбции. Такое действие вызвано, кроме микропористой структуры, относительно высоким химическим сродством материала фильтра к неметаллическим оксидным включениям.

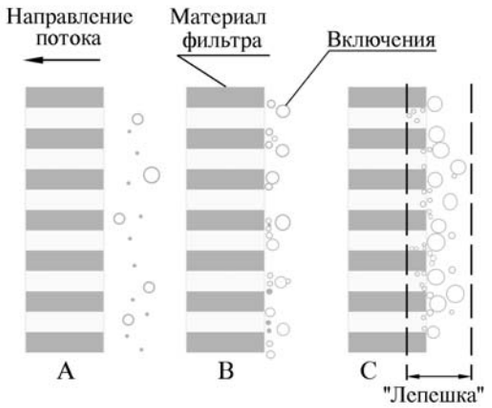

Рис. 3. Механизм фильтрации

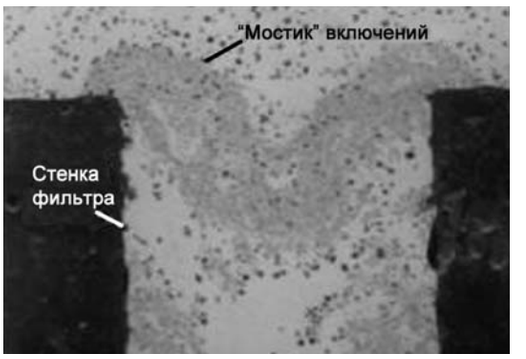

Рис. 4. Фотография микрошлифа фильтра и застывшего металла

Жидкие неметаллические включения также частично задерживаются и частично проходят через фильтр, при этом диспергируясь, что благоприятно сказывается на качестве отливок, так как вредное действие дисперсных неметаллических включений намного ниже, чем крупных.

II. Второй эффект снижения количества неметаллических включений в отливке состоит в том, что после прохождения расплава через фильтр, в литниковой системе ниже фильтра создается разрежение и формируется ламинарный поток расплава, что способствует более быстрому всплыванию легких включений из металла и их задерживанию в шлакоуловителе. Ламинарное истечение расплава из фильтра приводит к снижению брака отливок по таким дефектам, как неспаи и неслитины.

III. Кроме снижения количества твердых и жидких неметаллических включений, использование фильтров ФКТ из модифицированного карбида титана позволяет снизить содержание растворенного в металле кислорода (эффект раскисления).

Раскисляющая способность фильтров ФКТ приводит к уменьшению газовой пористости отливок, которая, в частности, формируется вследствие взаимодействия растворенных в металле кислорода и углерода при охлаждении расплавов чугунов и сталей. Данная способность характерна только для фильтров ФКТ из модифицированного карбида титана в отличие от всех других типов фильтров, изготовленных из оксидной керамики.

Благодаря высокой механической прочности и термостойкости фильтров их можно устанавливать под стояк, что также заметно уменьшает эрозию формовочной смеси под стояком.

К преимуществам фильтров ФКТ также следует отнести их высокую теплопроводность (21 Вт/(м·К)), высокую термостойкость (выдерживают термоудар до 2000 °С) и высокую температуру плавления TiC (около 3100 °С).

Специальная обработка фильтров ФКТ обеспечивает инертность карбида титана по отношению ко всем видам металлических расплавов.

Таким образом, использование фильтров ФКТ не имеет ограничений ни по температуре фильтруемых расплавов (до 2000 °С), ни по их типу. Это является их очевидным преимуществом по сравнению с фильтрами, изготовляемыми из традиционных видов оксидной керамики (муллит, кварц, корунд, оксид циркония и др.), выбор которых четко ограничивается либо температурными ограничениями, либо типом фильтруемого сплава.

Рекомендации к использованию

Традиционно фильтры устанавливают в различные части литниковой системы. Высокая механическая прочность и термостойкость позволяют устанавливать фильтры ФКТ непосредственно под стояк, в этом случае струя металла падает на фильтр, который также предохраняет формовочную смесь от эрозии.

Возможна установка фильтра в любой части литниковой системы в горизонтальном, вертикальном или наклонном положении. Следует отметить, что наиболее выгодным является размещение фильтра в литниковой системе *до шлакоуловителя*.

Характеристики типовых фильтров ФКТ

Характеристика	Диаметр отверстий, мм		
	2	3	4
Число отверстий на 1 см^2 фильтра	9,35	5,62	3,97
Площадь перфорации на 1 см^2 фильтра, см^2	0,29	0,40	0,50
Число отверстий на линейный дюйм, ppi	8	6	5
Средняя плотность фильтра, г/см^3	4		
Тип фильтруемого расплава	Все виды цветных и черных металлов		
Максимальная температура эксплуатации, °С	2000		
Материал фильтра	Пассивированный TiC		
Температура плавления материала фильтра, °С	≈ 3100		
Теплопроводность, Вт/(м·К)	21,0		
Коэффициент линейного расширения при 20 °С, 10^{-6} 1/°С	7,4		
Молярная теплоемкость при 298 К, Дж/(моль·К)	33,8		
Термостойкость	Не менее 2-х теплосмен (2000 °С – комнатная температура)		

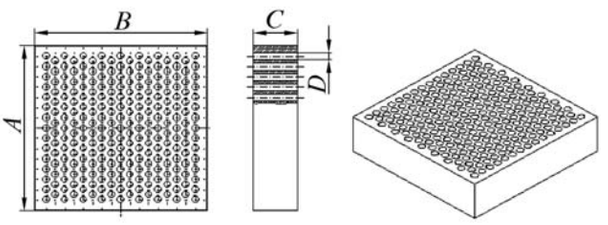

Рис. 5. Размеры квадратных и прямоугольных фильтров:
A, *B* = 20...150 мм; *C* = 10...20 мм; *D* = 2; 3; 4 мм

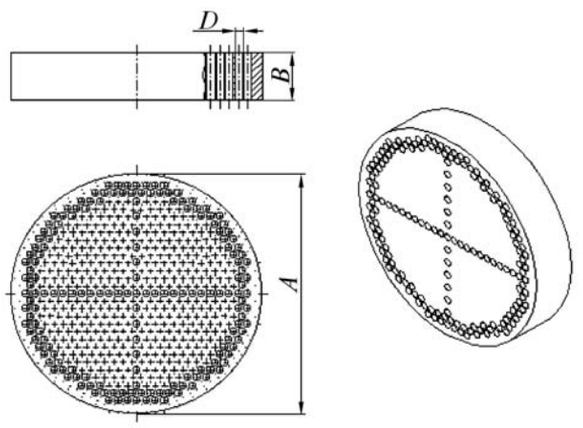

Рис. 6. Размеры круглых фильтров:
A = 20...150 мм; *B* = 10...20 мм; *D* = 2; 3; 4 мм

Общий эффект удаления шлаковых включений основан не только на фильтрации, но также, как отмечалось выше, на успокоении потока расплава, что способствует более быстрому всплыванию шлаковых включений и их задержке в шлакоуловителе.

Опорной поверхностью фильтра служит площадь на расстоянии 3…5 мм от его краев.

Хранить фильтры следует в сухом месте, так как попадание расплавленного металла на влажный фильтр может привести к его разрушению.

Перед установкой фильтров необходимо убедиться в отсутствие повреждений и керамической крошки в теле фильтра от поврежденных изделий. При наличии засоров фильтр нужно продуть сжатым воздухом.

Характеристики типовых фильтров ФКТ приведены в таблице.

Под заказ фильтры изготовляют квадратными, прямоугольными и круглыми с размерами, приведенными на рис. 5 и 6.

Транспортировка: в картонных коробках керамические фильтры транспортируются как хрупкие изделия.

Хранение: в сухом месте.

УДК 669.131.7

Д.А. Болдырев, С.В. Давыдов *(Исследовательский центр ОАО "АВТОВАЗ", г. Тольятти, Брянский государственный технический университет)*

"Тяжелые" лигатуры для получения отливок из высокопрочного чугуна и их особенности

Рассмотрены малоникелевые и безникелевые "тяжелые" магнийсодержащие лигатуры (Cu–Mg–РЗМ, Ni–Cu–Mg–РЗМ и Fe–Si–Cu–Mg–РЗМ) для сфероидизирующей ковшовой обработки высокопрочного чугуна. Показаны особенности химического состава данных лигатур и его влияние на их работоспособность в чугуне. Приведены рекомендации по расходу лигатур, механические свойства и характеристики микроструктуры получаемых отливок, указаны рациональные области применения лигатур.

Low-nickel and nickel-free "heavy" magnesium-bearing rich alloys (Cu–Mg–REM, Ni–Cu–Mg–REM и Fe–Si–Cu–Mg–REM) are considered for spheroidizing ladle machining of high-duty cast iron. Features of chemical composition of the given rich alloys and its effect their serviceability in cast iron are shown. Recommendations by the rich alloys consumption, mechanical properties and characteristics of castings microstructure are given, rational field of rich alloys application are specified.

Ключевые слова: модифицирование; лигатура; твердый раствор; пироэффект; усвоение магния в чугуне; микролегирование.

Key words: inoculation; rich alloy; solid solution; pyroeffect; assimilation of magnesium in cast iron; microalloying.

Наиболее распространенными "тяжелыми" магнийсодержащими лигатурами, используемыми при получении литья из высокопрочного чугуна, являются никель–магний–РЗМ, медь–магний–РЗМ, а также комбинированная лигатура никель–медь–магний-РЗМ [1, 2]. Содержание магния во всех лигатурах – 14...19 %. Однако самой популярной является лигатура никель–магний–церий (РЗМ) ввиду сравнительно низкого пироэффекта при реакции с расплавом чугуна и относительно высокой температуры плавления (солидус ~1095 °С, ликвидус ~1117... 1145 °С).

Общемировой рост цены на никель, принимающий устойчивую тенденцию, заставляет производителей литья из высокопрочного чугуна, не имеющих специального оборудования и приспособлений и, следовательно, не использующих для сфероидизирующей обработки "легкие" лигатуры типа ФСМг, смещать акценты с никелевой лигатуры на медную, а также использовать смешанные лигатуры с медью и различные комбинированные лигатуры. Все безникелевые и малоникелевые "тяжелые" лигатуры имеют свои специфические особенности, не зная и не учитывая которые могут возникнуть технологические сложности при их применении в конкретных производственных условиях.

В данной работе рассмотрены три "тяжелые" лигатуры – медь–магний–РЗМ, никель–медь–магний–РЗМ и железо–кремний–медь–магний–РЗМ.

Качество чугуна в отливках определяли по результатам оценки микроструктуры, механических свойств и химического состава образцов опытных отливок.

Металлографический анализ выполняли с помощью микроскопа "UNIMET" 8585 (фирмы "Бюллер"). Замеры твердости по Бринеллю (НВ 5/750/10) производили на твердомере ТБ 5006 (ГОСТ 9012–59). Механические свойства ($\sigma_в$ и δ) определяли на разрывной машине "Amsler" 20ZBDA (ГОСТ 1497–84). Химический анализ проводили на спектроанализаторе "Quantovak" ARL-2460 и газоанализаторе "Leko" CS-400.

Лигатура медь–магний–РЗМ. Эта лигатура вторая по распространенности после никелевой. Из-за относительно низкой температуры плавления (солидус ~725 °С, ликвидус ~790...864 °С) она реагирует с расплавом чугуна со значительным пироэффектом. Усвоение магния расплавом из медной лигатуры несколько хуже, чем из лигатуры на никелевой основе, поэтому ее расход соответственно выше и зависит в первую очередь от температуры заливаемого чугуна. Учитывая, что медь более сильный перлитизатор, чем никель, а также ее более высокую концентрацию, привносимую в чугун из лигатуры, она играет роль легирующей добавки. При этом отпадает необходимость в доведении содержания меди в печном химическом составе чугуна. Помимо всех перечисленных особенностей лигатура на чисто медной основе в 3–4 раза дешевле лигатуры на цельноникелевой основе.

1. Химический состав лигатур Cu–Mg–РМЗ

Партия	Содержание элементов, % мас.		
	Mg	Ce	Cu
1	18,5	0,55	Основа
2	19,04	0,52	"

Лигатура на медной основе используется исключительно для получения отливок из высоких марок высокопрочного чугуна – ВЧ 70 и более, например "вал коленчатый" автомобилей ГАЗ 66 и ВАЗ 2101 в "Центролите" (г. Одесса) [3]. Работа по освоению лигатуры медь–магний–РЗМ была проведена и в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" для получения отливок "вал коленчатый" всех моделей.

На испытания были представлены две партии лигатуры медь–магний–РЗМ состава, приведенного в табл. 1.

Модифицирование производилось согласно действующему технологическому процессу путем размещения навесок сфероидизирующего модификатора – лигатуры Cu–Mg–Ce и графитизирующего модификатора – ФС65Ба1 (ОАО "НИИМ", г. Челябинск) на днище ковша перед его заполнением расплавом чугуна из печи ожидания. Вторичное модифицирование производили в заливочной чаше формы кусковым ФС75л3. Было проведено пять заливок, расход модифицирующих материалов из расчета на заливочный ковш емкостью 1200 кг с соотношением высоты h к среднему диаметру $d_{ср}$ 1,4:1: Cu–Mg–Ce – 10 кг, ФС65Ба1 – 6; 6; 7,7; 7 и 7 кг.

Ковшовый химический анализ металла представлен в табл. 2.

Микроструктура, твердость и механические свойства исследованных образцов отливок приведены в табл. 3.

По результатам испытания первой партии лигатуры была несколько изменена технология:

– исключена доводка по марганцу в печи, снижено его содержание до 0,25...0,35 % для уменьшения твердости отливок после нормализации и содержания цементита в структуре, при этом снизилась себестоимость получаемого литья;

– уменьшена рабочая температура проведения нормализации от 910 до 870 °С для полного устранения вторичного цементита в структуре отливок, снижения и стабилизации твердости.

При испытании второй партии лигатуры было проведено три опытных заливки, из которых на первых двух шихтозавалка готовилась согласно действующей инструкции и балансу металла, составу и нормам расхода шихты на чугунное литье, а на последней для провоцирования накопления меди в возврате использовался возврат, обогащенный медью от первых двух плавок. Такая накопительная схема была предложена исходя из недостатка после первой плавки необходимого количества обогащенного медью возврата для проведения второй плавки.

Ковшовое модифицирование: Cu–Mg–Ce – 10 кг, ФС75Ба2,5К1,5 (Elkem, Норвегия) – 6, 6 и 7 кг. Вторичное модифицирование – в заливочной чаше формы кусковым ФС75л3.

Ковшовый химический анализ металла представлен в табл. 4.

Микроструктура, твердость и механические свойства исследованных образцов отливок приведены в табл. 5.

Таким образом, подтверждена норма расхода "тяжелой" лигатуры Cu–Mg–Ce для получения требуемого качества металла в отливках "вал коленчатый" всех моделей – 10 кг. По сравнению с расходом лигатуры Ni–Mg–Ce – 5,4 кг на 1200 кг расплава чугуна, ее расход увеличился в 1,85 раза. Однако следует иметь в виду, что при изменении соотношения характеристических параметров заливочного ковша – высоты и среднего диаметра – расход лигатуры может меняться как в сторону роста при увеличении этого соотношения до (2...2,5):1, так и уменьшения при его величине менее 1,4:1.

Оптимальный расход графитизирующего модификатора ФС75Ба2,5К1,5 составил 6 кг. Была подтверждена температура нормализации отливок деталей

2. Ковшовый химический анализ металла

№ п/п	Проба	Содержание элементов, % мас.									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Sn	Mg
1	1	3,68	2,23	0,31	0,015	0,006	0,057	0,21	0,78	0,015	0,046
2	2.1	3,70	2,20	0,32	0,020	0,005	0,053	0,23	0,75	0,014	0,050
	2.2	3,65	2,20	0,32	0,020	0,005	0,053	0,23	0,77	0,014	0,050
3	3.1	3,60	2,30	0,42	0,018	0,005	0,060	0,30	0,79	0,019	0,050
	3.2	3,65	2,33	0,41	0,018	0,005	0,060	0,30	0,82	0,019	0,055
4, 5	4.1	3,78	2,35	0,34	0,018	0,006	0,060	0,25	0,75	0,019	0,050
	4.2	3,70	2,35	0,34	0,018	0,006	0,060	0,25	0,82	0,019	0,050

3. Микроструктура и механические свойства образцов

Номер образца	Состояние	Микроструктура	НВ 5/750/10	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %
1	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита 10...30 %, цементита до 1 %	256...266	820	8
	После нормализации (T = 910 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 1 %, цементита до 1 %	286...293	970...1000	6...7
2	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 5...30 %, цементита до 1 %	256...266	–	–
	После нормализации (T = 880 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 1 %, цементита до 1 %	287...293	950	5
3	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 10 %, цементита до 1 %	–	–	–
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 1 %, цементита до 1 %	285...298	980	8
4	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 12 %, цементита до 1 %	269...285	900	7
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 1 %, цементита до 1 %	277...295	970	6
5	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 8 %	255...269	760	6
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 2 %, цементита до 1 %	269...285	900	3,6
Требование НД		ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 8 %, цементита до 1 %	250...302	≥750	≥3

4. Ковшовый химический анализ метана при испытании второй партии лигатуры

№ п/п	Проба	Содержание элементов, % мас.									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Sn	Mg
1	1.1	3,60	2,23	0,31	0,015	0,005	0,053	0,21	0,81	0,018	0,040
	1.2	3,61	2,27	0,32	0,016	0,005	0,054	0,21	0,75	0,018	0,042
	1.3	3,58	2,22	0,31	0,015	0,005	0,053	0,21	0,84	0,018	0,040
	1.4	3,61	2,27	0,32	0,017	0,005	0,054	0,21	0,81	0,018	0,047
2	2.1	3,60	2,29	0,35	0,017	0,006	0,062	0,20	0,81	0,019	0,046
	2.2	3,60	2,31	0,35	0,018	0,006	0,062	0,21	0,81	0,019	0,050
	2.3	3,60	2,32	0,35	0,018	0,005	0,062	0,20	0,83	0,019	0,045
	2.4	3,60	2,31	0,34	0,017	0,005	0,062	0,20	0,86	0,019	0,054
3	3.1	3,63	2,29	0,27	0,019	0,006	0,052	0,13	0,98	0,013	0,055
	3.2	3,61	2,30	0,27	0,020	0,007	0,052	0,13	1,00	0,013	0,055
	3.3	3,60	2,29	0,27	0,019	0,005	0,052	0,13	0,95	0,013	0,056
	3.4	3,56	2,33	0,27	0,019	0,006	0,052	0,13	1,00	0,013	0,050

5. Микроструктура и механические свойства образцов при испытании второй партии лигатуры

Номер образца	Состояние	Микроструктура	НВ 5/750/10	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %
1	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита 5...10 %	229...269	–	–
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 4%	282...288	890	6
2	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 5...15 %	260...285	–	–
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 4 %	269...288	860	5
3	В литом состоянии	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита 5...15 %	272...298	–	–
	После нормализации (T = 870 °С)	ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 5 %	272...285	900...920	5...8
Требование НД		ССГ – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита до 8 %, цементита до 1%	250...302	≥750	≥3

"вал коленчатый" в печи – 870 °С. Проведение нормализации при температуре 870 °С позволяет формировать более однородную структуру и снижать содержание свободного феррита ("бычий" или "мягкий глаз") без повышения твердости чугуна по сравнению с литым состоянием.

При ведении плавки на обогащенном медью возврате в расплаве снижается содержание таких элементов, как никель и марганец. Уменьшение их совместного содержания позволяет компенсировать прирост меди, что показывает анализ структуры и свойств чугуна в отливках как в литом, так и в нормализованном состояниях.

Лигатура никель–медь–магний–РЗМ. Основываясь на литературных данных, такая лигатура имеет относительно небольшое распространение. Диаграмма состояния медь–никель является диаграммой с неограниченной растворимостью элементов друг в друге, т.е. медь и никель образуют непрерывный ряд твердых растворов. Поэтому температура плавления лигатуры на медноникелевой основе может варьироваться в зависимости от конкретного содержания в ней меди и никеля. Сила пироэффекта, усвоение магния расплавом чугуна и стоимость данной лигатуры также зависит от конкретного соотношения в ней этих элементов. Чем больше в лигатуре никеля – тем выше усвоение магния расплавом и ниже пироэффект, и наоборот. За счет получения необходимого баланса содержания меди и никеля в такой лигатуре может регулироваться их содержание в чугуне и формироваться необходимые структура и свойства чугуна.

Оценка работоспособности лигатуры никель–медь–магний–РЗМ была проведена в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" при получении отливок "вал коленчатый". Лигатура имела следующий химический состав: 25 % Ni; 17,1 % Mg; 1,07 % РЗМ; остальное Cu.

Модифицирование производили согласно действующему технологическому процессу путем размещения навесок сфероидизирующего модификатора – лигатуры Cu–Ni–Mg–РЗМ в количестве 9 кг и графитизирующего модификатора – ФС75Ба2,5К1,5 в количестве 7 кг на днище ковша перед его заполнением расплавом чугуна из печи ожидания. Вторичное модифицирование проводили в заливочной чаше формы кусковым ФС75л3.

Ковшовый химический состав чугуна, % мас.: 3,48 C; 2,28 Si; 0,45 Mn; 0,014 P; 0,007 S; 0,058 Cr; 0,41 Ni; 0,97 Cu; 0,019 Sn; 0,31 Mg.

На исследование была представлена отливка, отобранная из последней формы с заливаемого ковша, которую принято считать индикаторной. Микроструктура отливки в литом состоянии: шаровидный графит типов ОА, ОВ № 5, степень сфероидизации графита – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита 20...25 %. Механические свойства чугуна в отливке: 249...285 НВ; $\sigma_в$ = 790 Н/мм^2; δ = = 6 %. Данная лигатура может быть использована в качестве переходного варианта для отработки технологического процесса сфероидизирующего модифицирования при замене лигатуры Ni–Mg–Ce на Cu–Mg–Ce.

На основе данных по расходу лигатур Ni–Mg–Ce (5,4 кг) и Cu–Mg–Ce (10 кг) была выведена формула для расчета навески "тяжелой" лигатуры Cu–Ni–Mg на ковш 1200 кг с соотношением $h/d_{ср}$ = 1,4:

$$M_н = 0{,}1257\text{Cu} + 0{,}0662\text{Ni} \text{ при } \text{Cu} + \text{Ni} = 81...86\,\%.$$

Обобщенная формула для расчета процента введения "тяжелой" медь–никель–магниевой лигатуры Cu–Ni–Mg в ковш с соотношением $h/d_{ср}$ = 1,4 выглядит следующим образом:

$$P_{1,4} = 0{,}0105\text{Cu} + 0{,}0055\text{Ni}, \text{ при } \text{Cu} + \text{Ni} = 81...86\,\%.$$

Поскольку используемые в производстве ковши могут иметь другое соотношение высоты к среднему диаметру, расход лигатуры может меняться как в большую, так и в меньшую сторону: при $h/d_{ср} > 1{,}4$ $P < P_{1,4}$; при $h/d_{ср} < 1{,}4$ $P > P_{1,4}$.

Лигатура железо–кремний–медь–магний–РЗМ. Ранее в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" были проведены исследования по усвоению магния и качеству модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами Fe–Ni–Mg–РЗМ и Fe–Ni–Cu–Mg–РЗМ (табл. 6) при содержании никеля в лигатурах не менее 15 % [4, 5].

Результаты проведенных испытаний показали, что как при исходных величинах навесок, так и при их увеличении до 20 % степень сфероидизации графита не достигала 90 %. Дальнейшее увеличение навесок явилось экономически нецелесообразным и работы были прекращены. Полученные результаты показали нестабильность усвоения магния из данных "тяжелых" лигатур.

Неустойчивость в работе лигатур объясняется следующим. Ввиду того, что магний не растворим в железе, при одновременном сплавлении с ним железа и меди (никеля) он образует более насыщенные твердые растворы с этими элементами. Эти более насыщенные по магнию сплавы имеют относительно низкую температуру плавления, что отрицательно влияет на усвоение расплавом магния из лигатуры и повышает его угар.

Также следует отметить высокую склонность магния к ликвации при выплавке таких комплексных лигатур с содержанием элементов, в которых магний нерастворим.

В "тяжелых" лигатурах железо как составной компонент было использовано для повышения общей температуры плавления сплава за счет образования твердых растворов железа с медью и железа с никелем, имеющих более высокие температуры плавления, чем у чистых меди и никеля. Однако, как показали результаты предварительных исследований, ожидаемый положительный эффект от "условной тугоплавкости" не был получен.

Оптимальным вариантом, предлагающимся в дальнейшем для апробации и внедрения как с экономической, так и с технической точки зрения, является безникелевая лигатура типа Fe–Cu–Mg–РЗМ. Ее использование даже при значительном увеличении потребления (до 2 раз) обеспечивает получение существенного экономического эффекта из-за разницы в стоимости меди и никеля.

Для проведения опытных работ предложена безникелевая лигатура следующего состава: 20 % Fe; 14...17 % Mg ; ~1 % РЗМ, остальное Cu.

Однако при освоении производства такой лигатуры возникли сложности как с введением в нее необходимого количества магния (не менее 14 %), так и с ее дроблением на кусковую фракцию. Было установлено, что из железомедного расплава очень сильно вытесняется магний, при этом железо снижает хрупкость и увеличивает механические свойства данного сплава. Для преодоления этих недостатков были предложены оптимальные диапазоны содержания химических элементов в составе экономичной "тяжелой" лигатуры (табл. 7).

Данная лигатура является самой экономичной из всех "тяжелых" магнийсодержащих лигатур. Химический состав лигатуры можно считать сбалансированным. В указанных пределах железо практически не влияет на растворимость магния в расплаве и служит в качестве относительно тугоплавкой добавки, повышающей общую температуру плавления лигатуры. Кремний при таком содержании в лигатуре несколько улучшает усвоение магния в расплаве и нивелирует влияние железа, а также служит добавкой, улучшающей дробление лигатуры.

Оценка работоспособности данной лигатуры также была проведена в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" при получении отливок "вал коленчатый".

Модифицирование производили согласно действующему технологическому процессу путем размещения навесок сфероидизирующего модификатора – лигатуры Cu–Ni–Mg–РЗМ в количестве 10 кг и графитизирующего модификатора – ФС75Ба2,5К1,5 в количестве 7 кг на днище ковша перед его заполнением расплавом чугуна из печи ожидания. Вторичное модифицирование производили в заливочной чаше формы кусковым ФС75л3.

Ковшовый химический состав чугуна, % мас.: 3,50 C; 2,47 Si; 0,42 Mn; 0,017 P; 0,006 S; 0,058 Cr; 0,20 Ni; 1,12 Cu; 0,018 Sn; 0,38 Mg.

На исследование была представлена отливка, отобранная из последней формы с заливаемого ковша (индикаторная). Микроструктура отливки в литом состоянии: шаровидный графит типов ОА, ОВ № 5, степень сфероидизации графита – 90 %; металлическая основа – перлит пластинчатый, феррита 10...15 %. Механические свойства чугуна в отливке: 249...292 НВ; $\sigma_в = 890$ Н/мм^2; $\delta = 6$ %. Таким образом, механические свойства чугуна в отливке (в литом со-

6. Химический состав лигатур Fe–Ni–Mg–РЗМ и Fe–Ni–Cu–Mg–РЗМ

Лигатура	Содержание элементов, % мас.						
	Fe	Ni	Mg	C	Cu	РЗМ	Mn
Fe–Ni–Mg–РЗМ	18...22	62...65	14...17	До 1,0	До 0,4	0,4...0,6	До 0,1
Fe–Ni–Cu–Mg–РЗМ	18...22	52...56	14...17	" 1,0	8...12	0,4...0,6	" 0,1

7. Оптимальные диапазоны содержания (%) химических элементов и фактический состав выплавленной лигатуры

Fe	Si	Mg	РЗМ	Cu
8...11	11...14	14...17	0,9...1,2	Остальное
8,6	14	16,7	1,2	»

стоянии), полученной с применением лигатуры Fe–Si–Cu–Mg–РЗМ, также соответствуют свойствам, получаемым с лигатурой Ni–Mg–Ce после нормализации при температуре 910 °С.

Прочностные свойства чугуна в отливках, получаемого с лигатурой Cu–Ni–Mg–РЗМ, без проведения нормализации соответствуют по ГОСТ 1497–84 марке ВЧ 80, а получаемого с лигатурой Fe–Si–Cu–Mg–РЗМ – марке ВЧ 90. Но главное преимущество данной лигатуры – это ее меньшая стоимость по сравнению с любыми другими "тяжелыми" лигатурами.

Принимая во внимание, что взятая для проведения всего комплекса экспериментов отливка "вал коленчатый" является достаточно массивной (~15 кг) и длинномерной (длина ~460 мм) и один питатель размещается у фланцевой части, температура заливки чугуна должна быть достаточно высокой – порядка 1530 и 1480...1500 °С в ковше. Расход лигатуры зависит и от температурного фактора – чем выше температура чугуна, тем больше необходимая навеска лигатуры, и наоборот. Поэтому при получении других, менее длинномерных и низкотемпературных отливок расход лигатур может быть уменьшен.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трухов А.П., Маляров А.И.** Литейные сплавы и плавка. М.: Издательский Центр "Академия", 2004. 336 с.
2. **Габерцеттель А.И., Коростиленко П.А.** Плавка и разливка чугуна. Л.: Машиностроение, 1980. 104 с.
3. **Сенкевич Ю.И., Кантор Б.С., Шицман Е.Б. и др.** Автомобильные коленвалы из высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1996. № 7. С. 6.
4. **Болдырев Д.А.** Новые эффективные модификаторы и технологии модифицирования чугунов // Литейное производство. 2006. № 12. С. 9–13.
5. **Болдырев Д.А.** Освоение новых модификаторов и технологий модифицирования для получения литых заготовок в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" // 2-й литейный консилиум "Теория и практика металлургических процессов при производстве отливок из черных сплавов": сб. тр. Челябинск: ООО "ИЦМ", 2007. С. 109–119.

Денис Алексеевич Болдырев, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук

Ю.М. Гитин, О.Н. Рохлин, А.В. Топчий, Е.И. Ершов, Н.И. Курочкина, А.В. Оголь, А.М. Кириченко
(ОАО "Днепровский меткомбинат", г. Днепродзержинск)

Опыт механизации кислородной резки кузнечных заготовок в ОАО "Днепровский меткомбинат"

Представлен краткий анализ базовой технологии ручной кислородной резки кузнечной заготовки и описан машинный способ выполнения работ на заготовках толщиной до 700 мм.

The base technology of hand oxygen cutting for forged billets and description of the machine method for works with thickness up to 700 mm are presented in this short analysis.

Ключевые слова: машинная кислородная резка; кузнечная заготовка; водяная ванна.

Kew words: machine oxygen cutting; forged billet; water bath.

В кузнечном отделении ремонтно-механического цеха (РМЦ) ОАО "Дмитровский меткомбинат" им. Ф.Э. Дзержинского резку кузнечных заготовок выполняли вручную с применением резаков РПК-2-72. Резаки подключали к газокислородораздаточным постам ПГК-40 и ПГУ-5 (изготовитель ПО "Автогенмаш", г. Воронеж) от внутрицеховых коллекторов природного газа (p = 70 кПа) и кислорода (p = = 60...70 кПа). Чистота кислорода, вырабатываемого на комбинате – 98,9...99,1 %.

В таблице приведены основные виды кузнечных заготовок, для изготовления которых в условиях комбината необходима разделительная кислородная резка.

При базовом варианте стеллаж для ручной кислородной резки кузнечной заготовки располагался на открытой площадке под электромостовым краном.

Процесс ручной резки имел характерные недостатки: тяжелые условия труда, низкая производительность работ, неудовлетворительное качество поверхности реза, интенсивное выделение продуктов горе-

Основные виды кузнечных заготовок

№ п/п	Сечение, мм	Масса, кг	Цех-заказчик	Наименование детали	Марка стали
1	Круг 300	388	Новопрокатный	Вал-шестерня	40Х
2	Круг 450	237	Конвертерный	Шестерня	40Х
3	Круг 500	739	Доменный	Бегунок скипа	40Х
4	Круг 290	176	Рельсобалочный	Стакан	35
5	Круг 300	522	Сортопрокатный	Вал	40Х
6	Круг 290	214	Агломерационный	Втулка	40Х
7	Квадрат 500×500	508	Конвертерный	Головка затравки	40Х
8	Круг 360	249	Железнодорожный	Вал	40Х
9	Круг 350	448	Новопрокатный	Цапфа	45
10	Квадрат 350×350	192	Агломерационный	Хвостовик лопасти	Ст3
11	Круг 640	1504	Доменный	Бегунок	40Х

ния металлов, запыленность и замусоренность гратом рабочего места газорезчика, организационные сложности в привлечении квалифицированных газорезчиков для производства указанных работ.

Разработанными комплексными мероприятиями предусматривалось:

– улучшение условий труда рабочих;

– устранение указанных технических и технологических недостатков;

– механизация резки кузнечной заготовки;

– снижение коэффициента расхода металла при резке кузнечной заготовки;

– снижение трудоемкости основных и вспомогательных операций для исполнителя работ.

Была разработана и изготовлена нестандартная установка с использованием машины термической резки (МТР) для резки кузнечной заготовки сечением до 700 мм – МТР-К3 (рис. 1).

В состав установки МТР-К3 входят опорные колонны с направляющими хода МТР, МТР консольного типа, передаточная тележка, площадка обслуживания.

Основные технические характеристики установки МТР-К3:

Максимальные габариты кузнечной заготовки, мм . . . . . 7000×700 (∅ 700)
Максимальная масса кузнечной заготовки, кг 14000
Диапазон скоростей резания, мм/мин . . . . . 10...100
Скорость передвижения реверсивной передаточной тележки, м/мин. 50
Установочная скорость перемещения машины термической резки консольного типа, м/мин 4,2

Для ограничения хода передаточной тележки, МТР и суппорта с резаком в схеме блокировок предусмотрены конечные выключатели.

Газо- и кислородообеспечение установки выполнено для подогревающей смеси от стандартных газоразборных постов кислорода "Эффект ГПК-40" и природного газа "Эффект ГПГ-10" (изготовитель АО "Эффект", г. Одесса).

Для подачи режущего кислорода применен нестандартный пост, разработанный ПКО комбината (рис. 2).

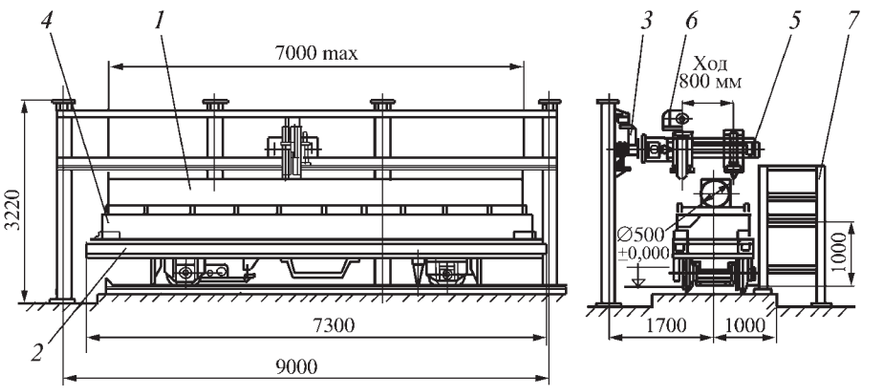

Рис. 1. Машина термической резки кузнечной заготовки (МТР-К3):
1 – заготовка; *2* – тележка передаточная (Q = 15 т); *3* – тележка сварочного автомата А-1416У4 типа АСС-10-Ф; *4* – ванна с водой; *5* – траверса; *6* – каретка с резаком; *7* – площадка для обслуживания

Рис. 2. Пост подачи режущего кислорода

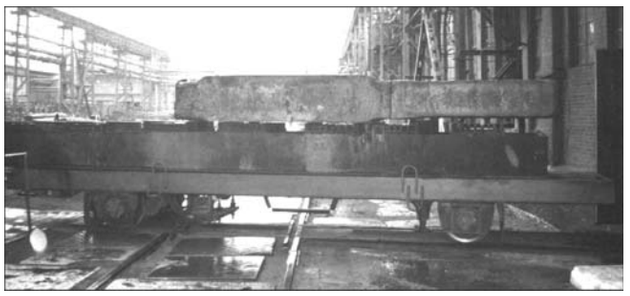

Рис. 3. Выкатной водяной стол с фрагментом заготовки

Выбор конструктивных решений обусловлен существующим в кузнечном отделении РМЦ технологическим грузопотоком, стесненными условиями размещения оборудования и ограниченной грузоподъемностью (до 3 т) внутрицеховых кран-балок.

Заготовка под резку устанавливается складским краном на стол раскроя в водяной ванне, смонтированный на передаточной тележке (рис. 3). Подвод электропитания к двигателю тележки выполнен при помощи токосъемника, контактирующего с токоподводящим рельсом.

Водяная ванна объемом 3,5 м^3 служит для улавливания и грануляции продуктов резки. При этом концентрация вредных веществ в аэрозолях на рабочем месте не превышает предельно допустимых значений, уменьшается интенсивность оптического излучения. Несмотря на существенное гашение водой уровня звукового давления, оператору выдаются противошумные наушники.

Результаты замеров подтверждают, что при резке черных металлов кислоты в воде ванны стола раскроя отсутствуют, содержание щелочей не превышает ПДК.

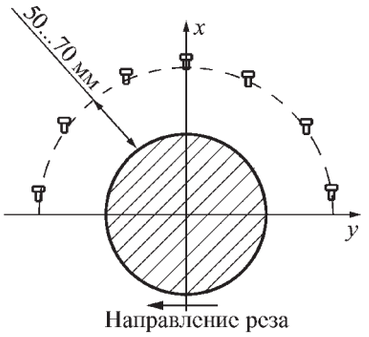

Рис. 4. Направление движения резака над заготовкой

МТР состоит из самоходной реверсивной тележки от сварочного автомата А1416 и консольной стрелы для перемещения суппорта с резаком в процессе резания. Схемой управления предусмотрен сигнальный звонок перед началом установочного перемещения машины.

Суппорт МТР оборудован электромеханическим приводом вертикального перемещения резака с постоянной скоростью 350 мм/мин.

Управление перемещениями суппорта и резака, плавная регулировка скорости резки, организация подогревающего пламени и струи режущего кислорода выполняются оператором вручную с пульта управления, расположенного на консольной части МТР вне зоны нагрева.

Для облегчения процесса начала резания, особенно на круглых заготовках и заготовках из высокоуглеродистых сталей, оператором в зону реза кратковременно вводится стальная проволока ∅ 5...8 мм.

При резке круглых заготовок применяется схема перемещения резака по контуру заготовки (рис. 4).

Качество поверхности реза обеспечивается при условии начала перемещения резака сразу же после пуска струи режущего кислорода.

На опытной установке достигнуто качество поверхности реза, соответствующее требованиям ГОСТ 14792–80 (рис. 5, 6).

Замена кузнечной операции "рубки топором" и ручной кислородной резки машинной резкой позво-

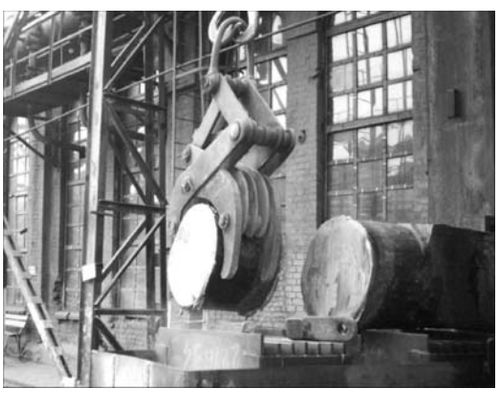

Рис. 5. Транспортирование фрагмента порезанной заготовки с применением специализированных съемных грузозахватных устройств

Рис. 6. Поверхность реза

Рис. 7. Пакетная резка листовых заготовок

ляет снизить на 15...20 % расход металла на припуски при последующей механообработке.

При определении типа резака учитывали:

– способ смешения горючего газа и кислорода;
– безопасность применения;
– репутацию резака и изготовителя;
– технические характеристики;
– сложность ремонта.

Был выбран резак безинжекторного типа повышенной мощности "Донмет-511" с внешним смешением газов (изготовитель завод "Донмет", г. Краматорск).

В резаке исключена возможность возникновения обратного удара пламени. Обслуживание сводится к осмотру резака и замене мундштуков.

Технические характеристики резака "Донмет-511"

Толщина разрезаемой заготовки, мм	300...800
Скорость резки номинальная, мм/мин	65...140
Ширина реза номинальная, мм	10...30
Давление на входе кислорода режущего, кПа	600...700
Давление на входе кислорода подогревающего, кПа	150...250
Давление природного газа на входе, кПа	80
Расход кислорода режущего, $м^3$/ч	30...170
Расход кислорода подогревающего, $м^3$/ч	15...33
Расход природного газа, $м^3$/ч	15...32
Внутренний диаметр присоединительных рукавов, мм	12
Длина резака, мм	1050
Масса резака, не более, кг	2,9

В ходе освоения машинной кислородной резки была успешно проведена пакетная резка листовых заготовок для последующей штамповки или перфорации (рис. 7).

Выводы

В условиях ОАО "Днепровский меткомбинат" разработано и изготовлено нестандартное оборудование для резки кузнечных заготовок с ручным управлением.

Украинский производитель располагает возможностями комплектации аналогичных установок газораздаточными постами и резаками.

В настоящее время на рынке Украины нет предложений от отечественного производителя на современные МТР для резки кузнечных заготовок и удаления прибылей на отливках большой массы.

Изготовленные в условиях специализированных предприятий машины термической резки могут иметь резаки, ориентируемые вдоль линии реза как по вертикальным, так и по горизонтальным осям. Машины различного типоразмерного ряда можно при необходимости комплектовать безопасными и универсальными резаками по техническим условиям заказчиков, а также устройствами для подачи специальных флюсов при резке высоколегированных сталей.

Машины для заготовок большой толщины следует комплектовать автоматизированными системами управления и контроля перемещения резака, позволяющими отдалить от зоны резки оператора и защитить его от поражающих факторов.

Следует предусматривать водяную или воздушно-водяную завесу вокруг мундштука резака для дополнительной защиты от пыли.

Проблема машинной кислородной резки заготовок большой толщины остается актуальной. Необходимо обобщить опыт отечественных и зарубежных разработчиков и производителей оборудования и аппаратуры для дальнейшего совершенствования механизации и автоматизации процессов.

Юрий Михайлович Гитин, зам. гл. механика по сварке и упрочнению;
Олег Натанович Рохлин, начальник лаборатории сварки и упрочнения;
Александр Владимирович Топчий, ведущий инженер лаборатории сварки и упрочнения;
Евгений Иванович Ершов, начальник лаборатории ЦЛАМ;
Наталья Ивановна Курочкина, инженер-конструктор ЦЛАМ;
Александр Викторович Оголь, начальник кузнечного отделения РМЦ;
Анатолий Михайлович Кириченко, зам. начальника ЦЛАМ

А.Э. Артес, В.В. Третьюхин *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*

Исследование технологических возможностей использования центробежно-литых труб для штамповки деталей в арматуростроении

Представлены результаты расчетов и экспериментов по исследованию технологических возможностей и эффективности применения центробежно-литых труб для штамповки деталей в арматуростроении.

The results of calculations and experiments for exploration technological capabilities and efficiency of use of centrifugal casting pipes for press forming armature details are shown.

Ключевые слова: штамповка; центробежно-литая труба; биметаллический воротниковый фланец; высокопрочный чугун.

Key words: forging; centrifugal casting pipe; bimetal welding flange; high-strength cast iron.

На кафедре "Системы пластического деформирования" (СПД) ГОУ ВПО МГТУ "Станкин" проводятся исследования в области совершенствования технологических процессов штамповки воротниковых и плоских фланцев, переходов, отводов, пробок шаровых и других деталей арматуростроения из центробежно-литых трубных заготовок.

Использование для штамповки этого вида исходных заготовок весьма эффективно, так как позволяет удешевить штампованные изделия за счет исключения прокатки. Известно, что стальные центробежно-литые трубы на 30 % дешевле горячекатаных, а интенсивная горячая деформация литой структуры при штамповке позволяет получить у поковок такие же механические характеристики, как и у поковок, изготовленных из проката [1].

Ранее предложенные нами технологические процессы штамповки крупных воротниковых фланцев из кольцевых заготовок [2] следует перевести на технологию штамповки из кольцевых полуфабрикатов, отрезанных от центробежно-литых труб. В соответствии с ГОСТ 8732–78 ("Трубы стальные бесшовные горячедеформированные. Сортамент") максимальный диаметр и толщина прокатываемых труб равны соответственно 550 и 75 мм. Из таких труб максимально возможный размер штампуемого воротникового фланца по схеме, представленной на рис. 1, равен 18″. Воротниковые фланцы 20″, 22″, 24″ и более целесообразно штамповать из кольцевых полуфабрикатов, отрезаемых от центробежно-литых труб диаметром 600... 1000 мм и более. При этом предпочтительно использовать технологию штамповки на гидравлических прессах двойного действия (рис. 2) [3].

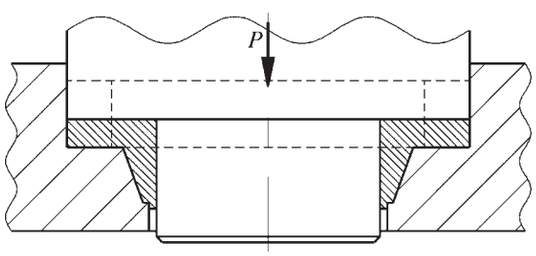

Рис. 1. Технология штамповки воротникового фланца из трубной заготовки

Безоблойная штамповка воротниковых фланцев на гидравлических прессах двойного действия относится к ресурсо- и энергосберегающим технологиям. Такая технология эффективна в мелкосерийном и серийном производстве.

Энергосиловые параметры гидравлического пресса двойного действия могут быть рассчитаны по известным методикам [4–6].

В соответствии со схемой деформирования (см. рис. 2) вначале кольцевая заготовка подвергается осадке и формируется фланцевая часть под действием наружного ползуна, а затем под действием внутреннего ползуна формообразование втулочной части поковки осуществляется операцией отбортовки и вытяжки с утонением.

Сила осадки в любой момент определяется по формуле

$$P_{\text{ос}} = \pi(R^2 - r^2)p,$$

где R и r – соответственно наружный и внутренний диаметры кольца после осадки.

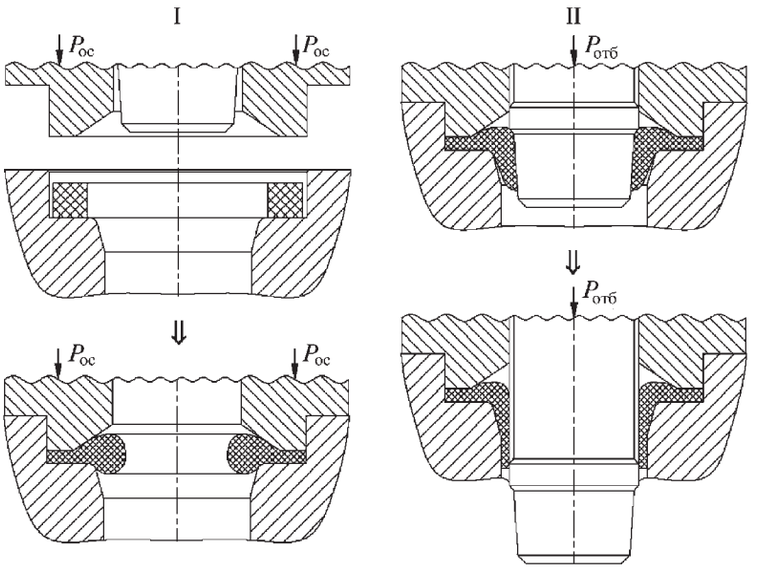

Рис. 2. Технология штамповки воротникового фланца на прессе двойного действия:
I – осадка; II – отбортовка

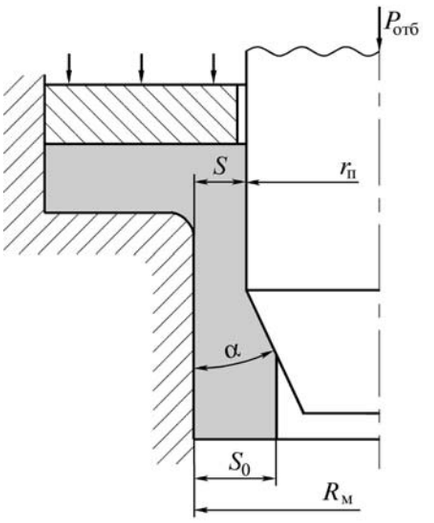

Рис. 3. Схема процесса отбортовки с утонением

Суммарная удельная сила p определяется по формуле

$$\frac{p}{\sigma_{ср}} = 1,1 + \left[2\mu\bar{r}(\bar{R}-1) + 1,3\lg\left(\frac{\bar{R}^2 + \sqrt{3+\bar{R}^4}}{3}\right)\right] \times$$
$$\times \frac{2\bar{R}+1}{3(\bar{R}+1)} + \frac{2\mu_R \bar{R}}{\bar{r}(\bar{R}^2-1)}\frac{q_R}{\sigma_{ср}},$$

где μ и μ_R – коэффициенты трения соответственно на торцах и боковой поверхности заготовки, $\mu_R = 0,25$; $\bar{R} = \frac{R}{r}$ – относительный радиус внешней контурной поверхности; $\bar{r} = \frac{r}{h}$ – относительный радиус внутренней контурной поверхности; h – высота заготовки; q_R – радиальное давление на стенке матрицы определяется по формуле

$$q_R = \sigma_{ср}\left[2\mu\bar{r}(\bar{R}_0 - 1) + 1,3\lg\left(\frac{\bar{R}_0^2 + \sqrt{3+\bar{R}_0^4}}{3}\right)\right];$$

где $\bar{R}_0 = \frac{R_0}{r_0}$ – относительный радиус внешней контурной поверхности до осадки; $\sigma_{ср} = \frac{\sigma}{1-\psi}$ – среднее значение истинного сопротивления деформированию (напряжения) при температуре осадки; σ – предел прочности металла в горячем состоянии при осадке; ψ – относительное уменьшение поперечного сечения при растяжении.

Сила отбортовки (рис. 3) рассчитывается:

$$P_{отб} = \pi(d_п + S)S \times$$
$$\times\left\{\sigma_{z\max} + \sigma_S \mu \operatorname{ctg}\alpha_п\left[\ln\frac{1}{k} - \frac{S_0^2 - S^2}{2S(R_м + r_п)}\right]\right\};$$

$$\sigma_{z\max} = \sigma_S\left[\left(1 - \frac{\mu}{\alpha_п} + \frac{\mu}{\alpha_п}\ln\frac{1}{k}\right)\ln\frac{1}{k} + \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}\right],$$

где σ_S – напряжение текучести материала заготовки; $\mu = 0,4$ – коэффициент трения; $k = S/S_0$; $\alpha_п$ – угол заходной части пуансона, рад.

Таким образом, если сравнивать силовые параметры при штамповке фланца на $D_у$ 300 по схемам рис. 1 и 2 в первом случае следует использовать КГШП или гидравлический пресс силой 40 000 кН, а во втором – гидравлический пресс двойного действия силой 16 000/10 000 кН.

Предлагаемый новый технологический процесс (см. рис. 2) будет эффективным для штамповки воротниковых фланцев из биметаллических заготовок [7, 8]. Такие биметаллические воротниковые фланцы могут применяться взамен фланцев, изготовленных из коррозионно-стойкой стали, при этом их себестоимость будет значительно ниже.

Конструкция биметаллического воротникового фланца предполагает, что его втулочная часть, примыкающая к трубе, состоит из коррозионно-стойкой стали, а фланцевая силовая часть, примыкающая к другому фланцу (резервуару или т.д.) – из углеродистой или малолегированной стали (рис. 4). Таким образом, втулочная часть, привариваемая к трубе, образует непрерывную коррозионно-стойкую оболочку, внутри которой происходит транспортирование вещества, тогда как фланцевая часть, предназначенная для

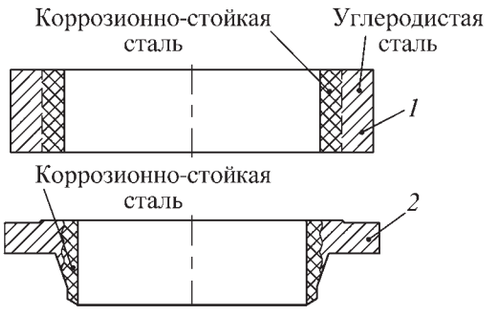

Рис. 4. Биметаллическая кольцевая заготовка (*1*) и воротниковый фланец (*2*)

Рис. 5. Поковка и готовое изделие "пробка шарового крана"

монтажа трубопровода и не контактирующая с веществом, изготовлена из более дешевого материала. При этом кольцевая заготовка, получаемая отрезкой из биметаллической центробежно-литой трубы, на 1/3 массы состоит из образующей внутренний слой коррозионно-стойкой стали.

Переходный слой на границе металлов представляет собой монолитную структуру, получающуюся при изготовлении трубной заготовки центробежным литьем. Биметаллические трубы производит НПО "Трубосталь" (г. Никополь, Украина).

В лаборатории кафедры была отработана технология штамповки пробки шаровой на $D_у$ 80 (рис. 5), конического перехода 108×89×6 мм (рис. 6) и фланца из центробежно-литой трубы из высокопрочного чугуна с шаровым графитом (ВЧШГ). Механические характеристики таких труб: $\sigma_в$ = 420 МПа; δ = 12...15 %.

Вероятно, можно также вести горячую гибку труб для крутоизогнутых отводов.

Трубы из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, легированного магнием, серийно выпускаются Липецким металлургическим заводом "Свободный сокол", диаметром 118...300 мм с толщиной стенки 6...8 мм. Трубы в основном применяются для прокладки трубопроводов в ЖКХ. Стоимость труб ≈ 19 тыс. руб. за 1 т, что значительно дешевле горячекатаных труб из конструкционных сталей. Коррозионная стойкость трубы в 4–5 раз превышает стойкость стальных труб из углеродистых сталей. Трубы из ВЧШГ свариваются как между собой, так и со стальными трубами с помощью дуговой сварки.

Рис. 6. Поковка перехода К-2-108×6–89×6

Выводы

1. Использование стальных центробежно-литых труб для изготовления воротниковых, плоских фланцев и других деталей в арматуростроении (пробок шаровых, полукорпусов и др.) является достаточно эффективным и может быть рекомендовано для большой номенклатуры деталей машин.

2. Исследования по использованию технологических возможностей высокопрочных центробежно-литых труб позволяет получить необходимые рекомендации по более широкому их применению в качестве нового вида исходных заготовок для штамповки определенной номенклатуры поковок.

3. Реализацию технологических процессов изготовления сложных по форме поковок целесообразно вести на гидравлических прессах двойного действия, для чего нужна Федеральная целевая программа в рамках ГК "Ростехнологии", направленная на разработку и изготовление таких прессов силой от 6,3/ 6,3 до 120/80 МН.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Юдин С.Б., Левин М.М., Розенфельд С.Е.** Центробежное литье. М.: Машиностроение, 1972. 280 с.

2. **Артес А.Э.** Совершенствование технологии производства поковок фланцев // Кузнечно-штамповочное производство. 2000. № 1. С. 15–17.

3. **Пат. 2245211** Российская Федерация, МПК B21K 21/00. Способ горячей штамповки фланца со втулкой / А.Э. Артес, О.П. Вечеренин, П.А. Рогозников, В.В. Николаев; заявитель и патентообладатель ГОУ МГТУ "СТАНКИН". № 2003109601/02 ; заявл. 04.04.2003; опубл. 27.01.05, Бюл. № 3. 3 с.

4. **Николаев В.В.** Разработка технологии горячей штамповки фланцев с развитой втулочной частью // Кузнечно-штамповочное производство. ОМД. 2004. № 6. С. 13–15.

5. **Попов Е.А.** Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1977. 227 с.

6. **Пат. 58964** Российская Федерация, МПК B21K 21/00 (2006.01). Конструкция биметаллического воротникового фланца и инструмент для штамповки его на прессе двойного действия / А.М. Володин, А.Э. Артес, В.А. Сорокин, Е.Н. Сосенушкин, В.В. Третьюхин; заявитель и патентообладатель ГОУ МГТУ "СТАНКИН". № 2006118301/22 ; заявл. 29.05.2006 ; опубл. 10.12.06, Бюл. № 34. 3 с.

7. **Володин А.М., Сорокин В.А., Артес А.Э. и др.** Разработка технологии штамповки фланцев из трубных заготовок центробежного литья // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: тематич. сб. науч. тр. Краматорск: ДГМА, 2007. С. 217–220.

Алексей Эдуардович Артес, д-р техн. наук;
Виталий Вячеславович Третьюхин, инженер

УДК 621:658.011

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

Моделирование резки тонколистовых заготовок вращающимся эластичным инструментом*

Рассмотрена резка тонколистовых заготовок эластичным инструментом на стане локальной формовки. Особенность данного процесса заключается в том, что эластичная среда находится в открытом объеме. При исследовании процесса было применено численное моделирование методом конечных элементов в программе Ls-Dyna.

The article considers the process of thin-sheet metal cutting by elastic tool on local molding mill. At this process elastic tool is place in open volume. Finite element method and Ls-Dyna program was used to research this is technology.

Ключевые слова: резка; тонколистовые заготовки; алюминий; деформация; полиуретан; стан; локальная формовка.

Key words: cutting; thin-sheet metal; aluminium; strain; polyurethane; mill; local molding.

Штамповка эластичным инструментом находит широкое применение в различных отраслях промышленности. При штамповке одну из рабочих частей штампа – пуансон или матрицу – заменяют эластичным инструментом. При этом не требуется подгонка одной рабочей части к другой, благодаря чему упрощается процесс переналадки оборудования и снижается стоимость штамповой оснастки. При обработке тонколистовых заготовок эластичный рабочий инструмент применяют не только в операциях формообразования, но и в разделительных операциях резки, вырубки и пробивки.

В литературных источниках приведены подробные описания разделительных операций, в которых эластичная среда помещена в закрытый объем [1]. В таких операциях объем, в котором заключен эластомер, ограничен, поэтому удается создать высокое давление эластичной среды на заготовку. Разделительные операции, в которых эластомер находится в открытом объеме, практически не изучены. В данной статье рассмотрен один из таких процессов.

На рис. 1 приведена схема стана для локальной формовки тонколистового металла. Стан имеет станину *1*, на которой установлен привод перемещения стола, состоящий из электродвигателя *16*, редуктора *15* и винта *14*. На станине установлены ролики *6*, по которым передвигается стол *2*. На столе *2* закреплена гайка *13* передачи винт–гайка, благодаря которой столу *2* сообщается поступательное движение. На столе *2* расположена матрица *3*, шаблон *4* и два прижима *12*. Опоры жесткого вала *11*, на который надета эластичная оболочка *10*, установлены в подушке *8*, закрепленной в клети *7*. Клеть *7* установлена на станине *1*. В конструкции клети предусмотрен нажимной винт *9*, посредством которого регулируется величина прижима эластичной оболочки *10* к заготовке *5*.

Стан работает следующим образом. В начальный момент времени стол находится в крайнем левом (или правом) положении. На матрицу *3* под прижимы *12* устанавливают листовую заготовку *5*. С помощью нажимного винта *9* регулируется вертикальное перемещение жесткого вала *11*, который прижимает эластичную оболочку *10* к заготовке *5* с требуемой силой. Затем запускается электродвигатель *16*. Через редуктор *15* и передачу винт–гайка столу сообщается поступательное движение, в процессе которого происходит вырубка или пробивка отверстия в листовой заготовке по шаблону *4*.

Стан данной конструкции позволяет осуществить процесс резки тонколистовых заготовок эластичным рабочим инструментом, при этом эластомер находится в открытом объеме. Кроме того, конструкция стана позволяет совместить в одной операции процесс фор-

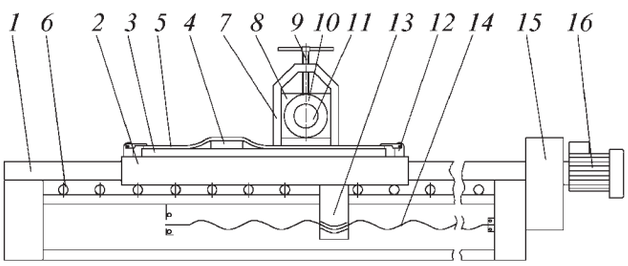

Рис. 1. Схема стана для нанесения рисунка на листовую заготовку

* Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства по образованию, Министерства науки и образования РФ в рамках аналитической ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы (2006–2008 годы)" на 2008 г.

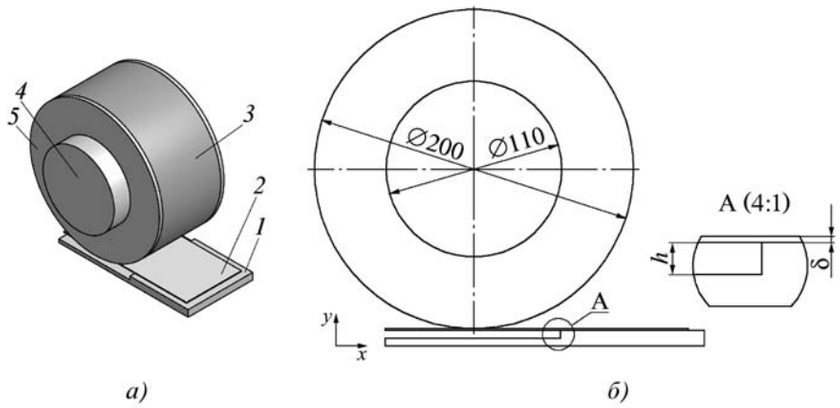

Рис. 2. Геометрическая модель процесса резки тонколистовой заготовки жестким валом с эластичной насадкой

мовки и резки, благодаря чему повышается производительность и универсальность оборудования.

На рис. 2 представлена геометрическая модель процесса резки тонколистовой алюминиевой заготовки жестким валом с эластичной насадкой. Модель состоит из жесткой матрицы *1*, на которой расположена листовая заготовка *2*. Эластичная оболочка *3*, изготовленная из полиуретана марки СКУ-ПФЛ, напрессована на жесткий вал *4*. Торцы эластичной оболочки поджаты шайбами *5*, которые ограничивают перемещение эластомера в осевом направлении.

Для упрощения математической модели ввиду незначительности инерционных сил приняли, что матрица является неподвижной, а вал с эластичной оболочкой перемещается не только в вертикальном, но и в горизонтальном направлении. Правый край листовой заготовки (см. рис. 2, *б*) жестко прикреплен к матрице. Резка заготовки происходит при движении жесткого вала с эластичной оболочкой. Перемещение вала происходит со скоростью 6 м/мин в два этапа (см. рис. 2, *б*): сначала вал опускают на величину U_y = = 15 мм и он прижимает заготовку к матрице, затем вал совершает горизонтальное перемещение U_x = = 80 мм, при этом движении происходит резка заготовки.

Моделирование процесса резки проводили в программном комплексе Ansys/Ls-Dyna, предоставленным МГТУ им. Н.Э. Баумана московским представительством фирмы CAD-FEM GmbH. Данный комплекс позволяет решать динамические задачи методом конечных элементов с учетом нелинейных свойств материалов и контактного взаимодействия тел.

При создании конечно-элементной модели приняли, что в сечении модели, перпендикулярном к оси жесткого вала (см. рис. 2, *а*) и проходящем через середину правого края листа, деформированное состояние близко к плоскому, т.е. деформации по направлению оси вала равны нулю. Поэтому становится возможным рассматривать при моделировании не полную объемную модель, а плоское сечение, которому соответствует плоско-деформированное состояние.

При составлении конечно-элементной модели приняли, что матрица *1* и жесткий вал *4* являются абсолютно жесткими телами. Так же приняли допущения о том, что процесс протекает при постоянной температуре с малой скоростью деформирования.

Поведение полиуретановой оболочки описываем энергетической моделью Муни-Ривлина [2], которая имеет следующий вид:

$$W = C_{10}(I_1^2 - 3) + C_{01}(I_2^2 - 3), \qquad (1)$$

где I_1, I_2 – первая и вторая инварианты тензора деформации; C_{10}, C_{01} – константы уравнения Муни-Ривлина, имеющие разные значения в зависимости от марок эластомеров.

Константы C_{10} и C_{01} для каждого гиперупругого материала определяются экспериментальным путем. Для полиуретана СКУ-ПФЛ C_{10} = 0,83, C_{01} = 2,5. Для полного описания материала необходимо также задать плотность ρ = 3000 кг/м^3 и коэффициент Пуассона ν = 0,49.

Заготовка выполнена из алюминия марки АД-1 и обладает следующими механическими свойствами: предел текучести $\sigma_т$ = 45 МПа; модуль упругости первого рода E = 1,0·10^5 МПа; модуль упрочнения $E_у$ = 110 МПа; коэффициент Пуассона ν = 0,3; плотность ρ = 2710 кг/м^3.

Для описания поведения материала заготовки была принята модель Джонсона-Кука [3]. Эта модель позволяет учесть нелинейное поведение материала, которое можно описать следующей зависимостью:

$$\sigma_y(\varepsilon^p) = A + B(\varepsilon^p)^n. \qquad (2)$$

Выражение (2) представляет собой связь напряжений σ_y и деформаций в пластической области ε^p. В этом выражении параметр A равен пределу текучести ($A = \sigma_т$), параметр B – модулю упрочнения ($B = E_у$) и n = 1, так как используется линейная зависимость напряжений от деформаций (рис. 3).

В программе Ls-Dyna модель Джонсона-Кука также включает в себя критерии феноменологической модели накопления поврежденности Колмогорова:

$$\psi = \int_0^t \frac{H dt}{\Lambda_p}, \qquad (3)$$

где ψ – поврежденность, накопленная в процессе деформирования, к моменту времени t. Величина ψ принимает значения от ψ = 0 (при отсутствии накопления

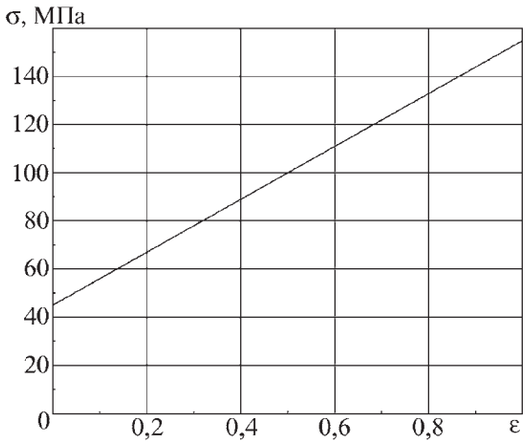

Рис. 3. Зависимость напряжение – деформация

повреждений в момент времени $t = 0$) до $\psi = 1$ (при разрушении в момент времени $t = t_p$). В подынтегральном выражении H – интенсивность скорости деформаций сдвига, значение которой пропорционально второму инварианту тензора скоростей деформаций; Λ_p – предельная степень деформации сдвига, определяемая по диаграмме пластичности (рис. 4, где П – жесткость напряженного состояния).

Выражение (3) справедливо только в случае монотонного нагружения. При немонотонном или циклическом нагружении выражение (3) необходимо дополнить коэффициентом немонотонности деформации. Однако при численном моделировании полное решение находится с некоторым очень малым шагом по времени Δt, в течение которого деформирование тела можно рассматривать как монотонное.

На каждом шаге интегрирования конечный элемент накапливает некоторую поврежденность $\Delta\psi$, которая суммируется с поврежденностью накопленной на предыдущих шагах, и, когда суммарное значение достигнет единицы, происходит разрушение. При таком подходе также удается учесть историю нагружения. Для адекватного описания процессов разрушения необходимо знать диаграмму пластичности материала (см. рис. 4), которая определяется экспериментальным путем.

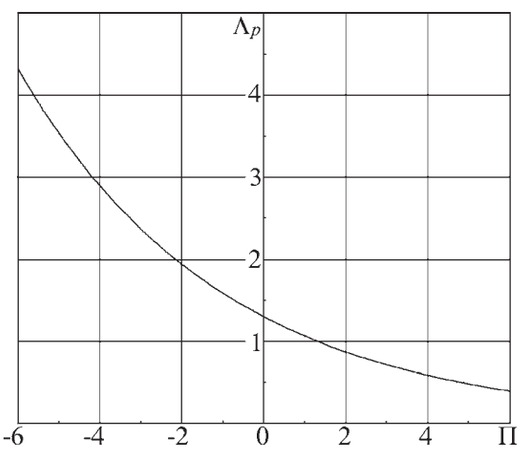

Рис. 4. Диаграмма пластичности алюминия марки АД-1

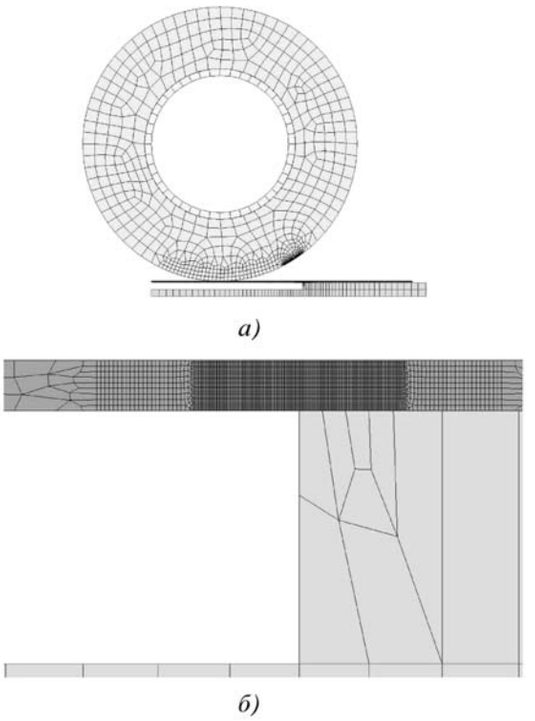

Рис. 5. Конечно-элементная модель (*а*) и модель в зоне режущей кромки (*б*)

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

На рис. 5 приведена конечно-элементная модель и модель в зоне режущей кромки.

На рис. 6 показаны этапы разделения в разные моменты времени. В момент времени 0,245 с (см. рис. 6, *а*) начинается внедрение режущей кромки в материал заготовки и формируется очаг пластической деформации. В момент времени 0,336 с (см. рис. 6, *б*) происходит развитие пластического сдвига в заготовке. К моменту времени 0,371 с (см. рис. 6, *в*) величина пластического сдвига достигает максимального значения и происходит зарождение трещины, после чего к моменту времени 0,39 с (см. рис. 6, *г*) происходит окончательное хрупкое разрушение заготовки (скол).

На рис. 7 (см. обложку) представлены поля распределения эквивалентных и максимальных касательных напряжений в листовой заготовке в различные моменты времени. Из рис. 7, *б* видно, что в начале пластического сдвига касательные напряжения достига-

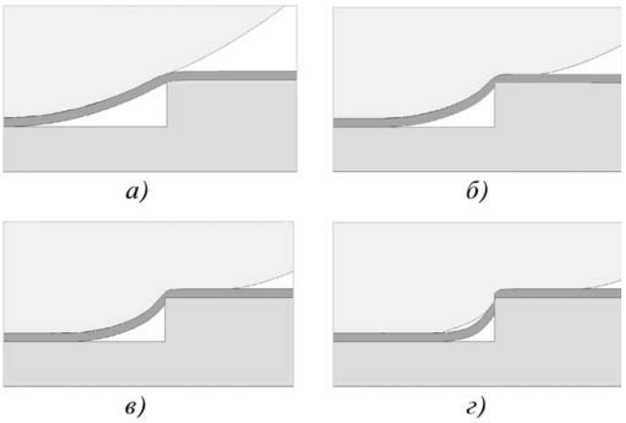

Рис. 6. Этапы разделения в моменты времени:
а – 0,245 с; *б* – 0,336 с; *в* – 0,371 с; *г* – 0,39 с

ют значений 35...45 МПа, эквивалентные напряжения – 100 МПа (см. рис. 7, *а*) и при дальнейшем сдвиге несколько увеличиваются в результате упрочнения материала в зоне интенсивной деформации. В конце пластического сдвига (см. рис. 7, *ж, з*) эквивалентные напряжения резко возрастают до 130 МПа и максимальные касательные напряжения до значений 75 МПа, при которых происходит в дальнейшем хрупкое разрушение.

Выводы

Создана конечно-элементная модель, описывающая процесс разделения заготовки вращающимся эластичным инструментом для тонколистовых металлов.

Полученные результаты и сравнение их с экспериментальными данными позволяют рекомендовать данную модель для расчета процессов разделения заготовок из мягких сплавов (типа алюминиевых и подобных им цветных металлов и мягких сталей) для листовых заготовок толщиной до 1 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Технология** и автоматизация листовой штамповки: учебник для вузов / Е.А. Попов, В.Г. Ковалев, И.Н. Шубин. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000.

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

3. **Муйземнек А.Ю.** Описание поведения материалов в системах автоматизированного инженерного анализа. Пенза: Информационно-издательский центр ПГУ, 2005.

Иван Евгеньевич Семёнов, д-р техн. наук;
Сергей Николаевич Рыженко, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Поворов, инженер

УДК 621.77.4

А.А. Филиппов, Г.В. Пачурин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Разработка конкурентоспособных технологий подготовки хромистых сталей под холодную высадку высокопрочных крепежных изделий

На основании экспериментальных данных предложены технологические режимы обработки сталей 35Х, 38ХА и 40Х, позволяющие снизить энергоемкость технологического процесса и себестоимость высокопрочного крепежа.

Technological machining conditions of steels 35Kh, 38KhA and 40Kh, allowing to lower power consumption of technological process and the cost price of high-strength fixture are offers on the basis of experimental data.

Ключевые слова: сталь; высадка; крепежные изделия; энергоемкость; структура; калибровка; термическая обработка; степень деформации; прочность.

Key words: steel; landing; fixing products; power consumption; structure; calibration; hire; thermal processing; degree of deformation; durability.

Специфика использования метизных изделий в различных областях машиностроения диктуют их широкий сортимент и разнообразие требуемых свойств. На технологичность переработки калиброванного проката и эксплуатационные показатели крепежа, полученного методом холодной высадки, большое влияние оказывают химический состав, механические свойства, макро- и микроструктура, наличие неметаллических включений и др.

Конкурентное присутствие производителей метизов на внутреннем рынке может обеспечиваться только качественным суммарным результатом всех техно-

логических операций, формирующих качество и себестоимость метизов. При разработке конкурентоспособных технологий получения высокопрочных крепежных изделий (класса прочности 8.8 и более) необходимо использовать дополнительные резервы повышения качества на всех этапах передела.

Анализ литературных и производственных данных позволил выделить основные параметры, влияющие на качество калиброванного проката под холодную высадку:

– способность выдерживать осадку до 1/3 первоначальной высоты образца;
– удовлетворительная микроструктура;
– относительное удлинение и сужение;
– временное сопротивление разрыву;
– твердость проката.

Материал, применяемый для холодной штамповки, должен обладать достаточной пластичностью, иметь равномерные механические свойства и химический состав и не иметь поверхностных и внутренних дефектов.

Возможная степень обжатия стального проката (g) зависит от пластических свойств, во многом определяемых микроструктурой металла. Наилучшие свойства достигаются при однородной мелкоглобулярной микроструктуре с равномерным распределением цементита в феррите.

В качестве промежуточной термической обработки обычно применяют отжиг. После отжига в микроструктуре не должно обнаруживаться крупных выделений свободного феррита, которые могут получиться при нарушении режима нагрева или охлаждения проката. При наличии структурно свободного феррита из-за быстрого его наклепа прокат не способен к большим обжатиям.

Крепежные изделия должны соответствовать классу прочности 10.9 по ГОСТ Р 52627–2006. Согласно ему для достижения необходимых механических свойств метизные изделия должны подвергаться закалке и отпуску.

В работе была поставлена задача – получить требуемые механические свойства, соответствующие классу прочности 10.9 на калиброванном прокате и готовых изделиях без дальнейшей их закалки и отпуска.

Исследовали три технологических варианта изготовления болтов из калиброванного проката сталей марок 35Х (исходный горячекатаный прокат диаметром 13 мм), 38ХА (исходный горячекатаный прокат диаметром 11 мм) и 40Х (исходный горячекатаный прокат диаметром 11 и 13 мм) для холодной высадки стержневых изделий. Весь прокат подвергали очистке от окалины химическим травлением в концентрированном растворе серной кислоты.

Микроструктуру изучали на поперечных микрошлифах с использованием оптического микроскопа увеличением 600 раз. Твердость измеряли на параллельно шлифованных лысках по шкале С Роквелла

1. Химический состав исследованных марок сталей

Марка стали	Диаметр горячекатаного проката, мм	Содержание элементов, %					
		C	Mn	Si*	P	S	Cr
35Х	13,0	0,35	0,66	0,19	0,010	0,022	0,95
38ХА	11,0	0,37	0,65	0,20	0,009	0,019	0,93
40Х	11,0	0,37	0,62	0,18	0,015	0,023	0,91
40Х	13,0	0,39	0,65	0,20	0,015	0,019	1,02

*По ГОСТ 10702–78.

(усредненные данные 4 образцов). Микроструктуру и твердость сталей исследовали в горячекатаном состоянии и на технологических переделах.

Механические свойства металла в исходном горячекатаном состоянии и на всех этапах технологического передела определяли при испытании на растяжение на разрывной машине ЦДМ-100. Испытания проводили на 4 образцах длиной 300 мм, полученные результаты усредняли. Разрывную нагрузку определяли на машине МУП-50. Изучали также фрактографии изломов болтов после разрушения.

Химический состав исследованных сталей в основном соответствовал ГОСТ 4543–71 (табл. 1).

Механические свойства горячекатаного металла соответствовали требованиям ГОСТ 10702–78 без термической обработки. На калиброванном прокате под холодную высадку проверяли механические свойства ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ) и микроструктуру.

Подготовку калиброванного проката производили по трем технологическим вариантам.

Вариант 1. Отжиг горячекатаного проката (камерная газовая печь с выдвижным подом) → калибрование со степенью обжатия 20...26,5 % → высадка болтов → термообработка готовых изделий (закалка + отпуск).

Отжиг горячекатаного проката: температура нагрева 730 °С, выдержка в печи в течение 3 ч, охлаждение с печью до температуры 650 °С, выдержка 3 ч, охлаждение с печью.

Применение данного вида термообработки перед холодной деформацией направлено на создание определенной структуры, способной воспринимать большие пластические сдвиги. В этом случае в микроструктуре металла достигается доля зернистого перлита не менее 80 %.

Окончательная калибровка на размеры: сталь 35Х с ∅ 13,0 мм на ∅ 11,5 мм (g = 22 %); сталь 38ХА с ∅ 11,0 мм на ∅ 9,45 мм (g = 26,5 %); сталь 40Х с

∅ 11,0 мм на ∅ 9,7 мм (g = 22 %); сталь 40Х с ∅ 13,0 мм на ∅ 11,65 мм (g = 20 %).

Следует иметь в виду, что в процессе деформации, особенно с обжатиями свыше 22 %, происходят значительные механические упрочнения, повышающие твердость деформируемого металла, пределы прочности и текучести и снижаются относительные удлинение и сужение.

Высадка болтов (по 200 шт): сталь 35Х – ∅ 11,5 мм; сталь 38ХА – ∅ 9,45 мм; сталь 40Х – ∅ 9,7 мм; сталь 40Х – ∅ 11,65 мм.

Температура закалки болтов соответствовала температуре 860 °С, а температура отпуска – 540 °С. Закалочная среда – индустриальное масло ИС-20.

При этом термическая обработка готовых метизов (закалка и отпуск) по затратам составляет более 8 % от их себестоимости. Кроме того, в результате закалки метизные изделия могут подвергаться нежелательным деформациям и трещинам, что снижает их качество и повышает отбраковку. Однако данная технология подготовки калиброванного проката и закалки крепежных изделий часто используется на заводах, изготовляющих метизные изделия.

В целях исключения этих нежелательных явлений предложены еще два варианта производства калиброванного проката для изготовления крепежных изделий методом холодной высадки, которые исключают последующую их закалку.

Вариант 2. Отжиг горячекатаного проката (камерная газовая печь с выдвижным подом) → предварительное калибрование со степенью обжатия 15...22 % → термообработка калиброванного проката → окончательное калибрование со степенью обжатия 5 % → высадка болтов.

Отжиг горячекатаного проката: температура нагрева 780 °С, выдержка в печи в течение 3 ч, охлаждение с печью до температуры 700 °С, выдержка 3 ч, охлаждение с печью.

Предварительное калибрование на промежуточные размеры: сталь 35Х с ∅ 13,0 мм на ∅ 11,8 мм (g = = 18 %); сталь 38ХА с ∅ 11,0 мм на ∅ 9,7 мм (g = 22 %); сталь 40Х с ∅ 11,0 мм на ∅ 9,9 мм (g = 19 %); сталь 40Х с ∅ 13,0 мм на ∅ 11,95 мм (g = 15 %).

Термообработка калиброванного проката: температура нагрева в соляной ванне 880 °С, охлаждение в селитре при температуре 400 °С с выдержкой в течение 5 мин, охлаждении на воздухе 2 мин, окончательное охлаждение в воде.

Для достижения высоких степеней деформации на последних переходах калибрования сталь подвергают "патентированию", заключающемуся в нагреве ее до аустенитного состояния и охлаждении в расплавленной соли.

Калибрование на окончательный размер со степенью обжатия 5 %: сталь 35Х с ∅ 11,8 мм на ∅ 11,5 мм; сталь 38ХА с ∅ 9,7 мм на ∅ 9,45 мм; сталь 40Х с ∅ 9,9 мм на ∅ 9,7 мм; сталь 40Х с ∅ 11,95 мм на ∅ 11,65 мм.

Высадка болтов (по 200 шт): сталь 35Х – ∅ 11,5 мм; сталь 38ХА – ∅ 9,45 мм; сталь 40Х – ∅ 9,7 мм; сталь 40Х – ∅ 11,65 мм.

Данная технология изготовления калиброванного проката под холодную высадку исключает закалку готовых крепежных изделий под класс прочности 10.9.

Вариант 3. Термообработка горячекатаного проката → калибрование со степенью обжатия 20...26,5 % → → высадка болтов.

Термообработка горячекатаного проката: температура нагрева в соляной ванне 880 °С, охлаждение в селитре при температуре 400 °С с выдержкой в течение 3 мин, окончательное охлаждение в воде.

Окончательная калибровка на размеры: сталь 35Х с ∅ 13,0 мм на ∅ 11,5 мм (g = 22 %); сталь 38ХА с ∅ 11,0 мм на ∅ 9,45 мм (g = 26,5 %); сталь 40Х с ∅ 11,0 мм на ∅ 9,7 мм (g = 22 %); сталь 40Х с ∅ 13,0 мм на 11,65 мм (g = 20 %).

Высадка болтов (по 200 шт): сталь 35Х – ∅ 11,5 мм; сталь 38ХА – ∅ 9,45 мм; сталь 40Х – ∅ 9,7 мм; сталь 40Х – ∅ 11,65 мм.

Данная технология изготовления калиброванного проката под холодную высадку также исключает закалку готовых крепежных изделий под класс прочности 10.9.

Горячекатаный прокат имеет микроструктуру сорбитообразного и тонкопластинчатого перлита и феррита в виде разорванной сетки по границам перлитных зерен. Твердость его составляет 90...96 HRB. Микроструктура калиброванного проката – сорбит.

В табл. 2 приведены результаты механических испытаний хромистых марок сталей, подготовленных для высадки болтов по варианту 2.

Результаты механических испытаний горячекатаного и калиброванного проката хромистых марок сталей, подготовленных для высадки болтов по варианту 3, приведены в табл. 3.

Результаты механических испытаний калиброванного проката хромистых марок сталей, подготовленных для высадки болтов по вариантам 1–3, сведены в табл. 4.

Из анализа данных табл. 4 следует, что у калиброванного проката, подготовленного по варианту 2, показатели пластичности практически одинаковы, а значения временного сопротивления разрыву несколько выше, чем у калиброванного проката, подготовленного по варианту 1: у стали 35Х (диаметр 11,5 мм) – на 35 МПа; стали 38ХА (диаметр 9,45 мм) – на 110 МПа; стали 40Х (диаметр 11,65 мм) – на 200 МПа; стали 40Х (диаметр 9,7 мм) – на 75 МПа.

Калиброванный прокат, подготовленный по варианту 2, может быть использован для высадки болтов холодным способом.

У калиброванного проката, изготовленного по варианту 3 временное сопротивление разрыву более высокое, чем у калиброванного проката, изготовленного по варианту 1: у стали 35Х (диаметр 11,5 мм) – на 240 МПа; стали 38ХА (диаметр 9,45 мм) – на 290 МПа;

2. Механические свойства горячекатаного и калиброванного проката, подготовленного по технологическому варианту 2

Марка стали	Диаметр проката, мм	Вид обработки	Механические свойства				Твердость HRC (HB)
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	
35Х	13,0	Отжиг	565	310	30	57	(158)
	11,8	Калибровка g = 16 %	650	685	12,5	46,5	(205)
	11,8	Термообработка	855	630	20,5	57,5	24
	11,5	Калибровка g = 5 %	855	805	16,5	51,5	25
38ХА	11,0	Отжиг	650	305	32	62	(159)
	9,7	Калибровка g = 22 %	745	660	12	51	20
	9,7	Термообработка	885	640	24	57	26
	9,45	Калибровка g = 5 %	980	920	12	53,5	28
40Х	11,0	Отжиг	565	310	33	59,5	(159)
	9,9	Калибровка g = 19 %	700	625	12,5	52	22
	9,9	Термообработка	856	625	19,5	56,5	24
	9,7	Калибровка g = 5 %	905	865	14	55,5	26
40Х	13,0	Отжиг	550	330	26	63	(169)
	11,95	Калибровка g = 16 %	725	650	10	47	(202)
	11,95	Термообработка	925	650	20,5	55	25
	11,65	Калибровка g = 5 %	1000	950	12,5	47	27

3. Механические свойства горячекатаного и калиброванного проката, подготовленного по технологическому варианту 3

Марка стали	Диаметр проката, мм	Вид обработки	Механические свойства				Твердость HRC
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	
35Х	13,0	Горячекатаный	700	375	22,5	55	21
	13,0	Термообработка	930	660	16,5	59	22
	11,5	Калибровка g = 5 %	1060	975	10,5	50	25
38ХА	11,0	Горячекатаный	765	445	23	58	21
	11,0	Термообработка	930	690	17,5	60,5	23
	9,45	Калибровка g = 26,5 %	1160	1020	11	50,5	28
40Х	11,0	Горячекатаный	750	400	20,5	59	20
	11,0	Термообработка	920	640	18,5	60,5	25
	9,7	Калибровка g = 22 %	1080	980	11,4	55	28
40Х	13,0	Горячекатаный	770	420	19	52	23
	13	Термообработка	1010	680	17	56	25
	11,65	Калибровка g = 20 %	1140	1090	9	46	30

сталь 40Х (диаметр 11,65 мм) – на 340 МПа; стали 40Х (диаметр 9,7 мм) на 250 МПа.

Калиброванный прокат, подготовленный по технологическому варианту 3, не рекомендуется использовать для высадки болтов холодным способом, так как с повышением прочности и твердости штампуемого материала возрастают нагрузки на инструмент и снижающие его стойкость. Стойкость инструмента – важнейший фактор, влияющий на стабильность технологического процесса и качество высаживаемых болтов. Так, например, стойкость инструмента при использовании калиброванного проката, подготовленного по варианту 3, для изготовления крепежа снижается на 5,25 %.

Результаты испытаний болтов на разрыв приведены в табл. 5. Они соответствуют требованиям ГОСТ 10702–78. Болты, изготовленные по технологическому варианту 2 из стали 40Х, имеют волокнистый и смешанный излом, а все остальные исследованные болты имеют волокнистый излом типа "чашечка".

Анализ данных, приведенных в табл. 5, показывает, что болты, высаженные по технологическому варианту 1 и по технологическим вариантам 2 и 3, отвечают классу прочности 10.9 по ГОСТ Р 52627–2006.

4. Механические свойства калиброванного металлопроката, полученного по технологическим вариантам 1–3

Марка стали	Диаметр калиброванного проката, мм	Вариант подготовки проката	Механические свойства				Твердость HRC
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	
35Х	11,5	1	820	795	10,5	56	24
		2	855	805	16,5	51,5	25
		3	1060	975	10,5	50	25
38ХА	9,45	1	870	880	12	54	23
		2	980	920	12	53,5	28
		3	1160	1020	11	50,5	28
40Х	9,7	1	830	805	10	53	24
		2	905	865	14	55,6	24
		3	1080	980	11,5	55	26
40Х	11,65	1	800	785	9	54	22
		2	1000	950	12,5	47	27
		3	1140	1090	9	46	30

5. Временное сопротивление разрыву и вид излома болтов, изготовленных из металла, подготовленного по технологическим вариантам 1–3

Марка стали	Технологический вариант	Число исследованных болтов	$\sigma_в$, МПа	Вид излома
40Х	1	20	1120	Волокнистый
	2	20	1030	Волокнистый
	3	20	1110	Волокнистый
40Х	1	20	980	Волокнистый
	2	20	1120	Волокнистый
	3	20	1180	Смешанный
35Х	1	20	1040	Волокнистый
	2	20	990	Волокнистый
	3	20	1060	Волокнистый
38ХА	1	20	990	Волокнистый
	2	20	1070	Волокнистый и смешанный
	3	20	1240	Волокнистый
Примечание. Согласно требованиям ГОСТ 1759.4–87 $\sigma_в$ = 1040 МПа.				

Высадка же болтов из калиброванного проката по технологическому варианту 3 затруднена, так как калиброванный прокат имеет завышенное значение сопротивления пластической деформации металла.

Таким образом, в работе установлено, что калиброванный прокат сталей 40Х и 38ХА, подготовленный по варианту 1, отвечает требованиям ГОСТ 10702–78 и может быть использован для изготовления крепежа методом холодной высадки с диаметром резьбы 10...12 мм. Однако метизные изделия из этих сталей должны быть подвергнуты закалке и отпуску, чтобы соответствовать классу прочности 10.9 согласно ГОСТ Р 52627–2006.

Калиброванный прокат сталей 40Х и 38ХА, подготовленный по варианту 2, также отвечает требованиям ГОСТ 10702–78 и может быть использован для изготовления крепежа методом холодной высадки с диаметром резьбы 10...12 мм. При этом метизные изделия согласно ГОСТ Р 52627–2006 соответствуют классу прочности 10.9 без их последующей закалки и отпуска.

Калиброванный прокат стали 35Х по всем рассмотренным вариантам технологических режимов не рекомендуется использовать для изготовления крепежа класса прочности 10.9 согласно ГОСТ Р 52627–2006, так как при содержании хрома на нижнем пределе нет полной уверенности, что крепеж будет соответствовать всем требованиям ГОСТ Р 52627–2006.

Хромистые марки исследованных сталей, подготовленные по технологическому варианту 3 со степенями обжатия при калибровании после термической обработки 20...26,5 %, обладают более высоким сопротивлением пластической деформации относительно технологических вариантов 1 и 2. Высадка болтов с данными механическими свойствами ухудшает энергосиловые показатели и снижает стойкость инструмента за счет высоких удельных нагрузок на 5,25 %.

Алексей Александрович Филиппов, инженер;
Герман Васильевич Пачурин, д-р техн. наук

А.А. Сидоров *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Исследование удельной силы прямого выдавливания деталей типа "стакан" из меди М1 и стали 20

Рассмотрен процесс холодного выдавливания деталей типа "стакан", исследовано влияние относительного радиуса пуансона, глубины выдавливания и формы рабочего торца пуансона на удельную силу выдавливания.

This article discusses the process of cold extrusion of the parts type "glass", explores the influence of relative radius of punch, depth of extrusion and form of working end of the punch on intensity of cold extrusion.

Ключевые слова: холодное выдавливание; детали типа "стакан"; удельная сила холодного выдавливания; форма рабочего торца пуансона.

Key words: cold extrusion; parts type "glass"; intensity of cold extrusion process; form of working punch end.

Холодная объемная штамповка является высокотехнологичным процессом изготовления деталей различной формы и назначения и широко используется в машиностроении. Особое место среди операций объемной штамповки занимает выдавливание. У холодного выдавливания много достоинств, но наличие значительных удельных сил на пуансоне сдерживает применение данного процесса из-за недостаточной стойкости пуансона.

Схема прямого выдавливания деталей типа "стакан" приведена на рис. 1 [2].

Целью проведенного исследования являлось определение влияния относительного радиуса пуансона $R/r_п$, глубины выдавливания $h_в$, использования действия активных сил трения (АСТ), угла конусной части рабочего торца пуансона γ, радиуса торца пуансона $r_т$, на удельную силу $q = \frac{\bar{q}}{\sigma_S}$, где $\bar{q} = \frac{P}{\pi r_п^2}$, где P – сила выдавливания. Выдавливание заготовок размером h =30 мм и d = 30 мм из меди М1 и стали 20 проводили по схемам, показанным на рис. 2, на специализированном прессе.

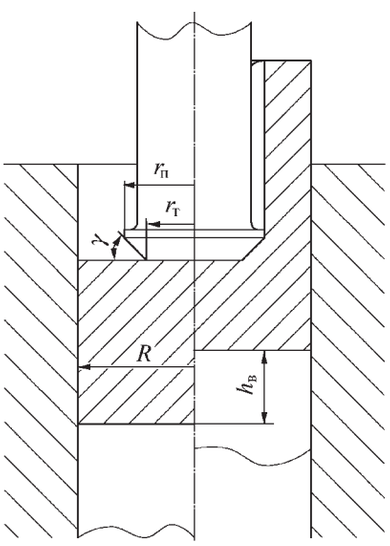

Рис. 1. Схема прямого выдавливания

Варьируемые параметры эксперимента сведены в табл. 1. Результатом исследования стало уравнение регрессии.

Для установления влияния тех или иных факторов на удельную силу выдавливания провели эксперимент по составленному плану (табл. 2).

Накопленные деформации (усредненные накопленные деформации в очаге) определяли по методике А.Л. Воронцова [1] с использованием программного комплекса MathCAD. Определение накопленных деформаций при выдавливании коническим пуансоном проводили методом, используемым для пуансона с

1. Таблица исходных данных

Фактор	Значение
Относительная глубина выдавливания $d/h_в$, мм	2,0 1,5 1,2
Радиус пуансона $r_п$, мм	9,0 10,5 12,0
Угол конусной части рабочего торца пуансона γ, °	7,0 30,0 40,0
Радиус торца пуансона $r_т$ (0,5/0,75$r_п$), мм	4,5/6,75 5,25/7,875 6/9

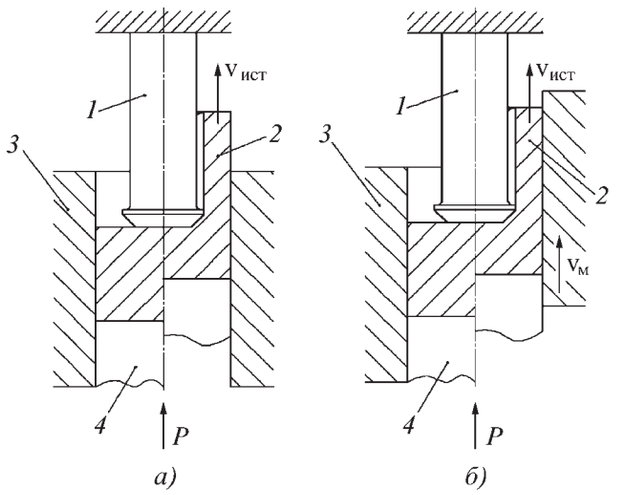

Рис. 2. Схема прямого выдавливания:
1 – пуансон; *2* – заготовка; *3* – матрица; *4* – опора; *а* – без использования активных сил трения; *б* – с использованием активных сил трения ($v_{ист}$, $v_м$ – скорости соответственно истечения металла и движения матрицы)

2. Матрица плана в натуральном масштабе

№ п/п	X_1	X_2	X_3	X_4
	$R/h_в$	$R/r_п$	γ	$r_т/r_п$
1	2,0	1,25	7	0,50
2	1,5	1,25	40	0,50
3	1,2	1,25	7	0,75
4	2,0	1,25	30	0,75
5	2,0	1,43	30	0,50
6	1,5	1,43	7	0,50
7	1,2	1,43	40	0,75
8	2,0	1,43	7	0,75
9	2,0	1,67	40	0,50
10	1,5	1,67	7	0,50
11	1,2	1,67	30	0,75
12	2,0	1,67	7	0,75
13	2,0	1,25	7	0,50
14	1,5	1,25	30	0,50
15	1,2	1,25	7	0,75
16	2,0	1,25	40	0,75

плоским торцом. Значение напряжения текучести находили по кривым упрочнения.

В результате обработки данных эксперимента получены следующие уравнения регрессии в натуральном масштабе.

1. Для меди М1
– без применения активных сил трения:

$$q/\sigma_s = 4{,}65 - 0{,}9X_1 - 5{,}01X_2 - 0{,}0182X_3 - 0{,}13X_4 - 0{,}22X_1^2 + 2{,}28X_2^2 + 0{,}00033X_3^2;$$

– с применением активных сил трения:

$$q/\sigma_s = 1{,}91 - 0{,}157X_1 - 0{,}71X_2 - 0{,}011X_3 - 0{,}55X_4 - 0{,}13X_1^2 + 0{,}86X_2^2 + 0{,}00017X_3^2.$$

2. Для стали 20
– без применения активных сил трения:

$$q/\sigma_s = 0{,}62 + 0{,}15X_1 + 0{,}92X_2 - 0{,}0073X_3 + 0{,}35X_4 + 0{,}0192X_1^2 - 0{,}1X_2^2 + 0{,}00008X_3^2;$$

– с применением активных сил трения:

$$q/\sigma_s = 2{,}35 - 2{,}35X_1 + 1{,}106X_2 + 0{,}0061X_3 - 0{,}2X_4 + 0{,}78X_1^2 - 0{,}025X_2^2 + 0{,}00028X_3^2.$$

По полученным зависимостям были построены графики влияния относительного хода *h* на удельную силу *q* для различных значений относительного радиуса и угла конусной части рабочего торца пуансона для меди М1 и стали 20 рис. 3, 4.

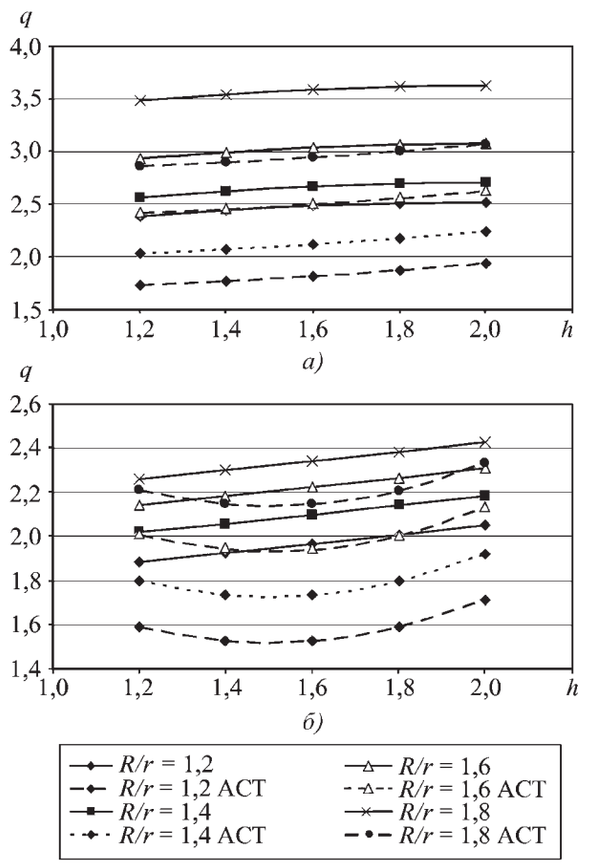

Рис. 3. График зависимости *q* от *h* при различных значениях относительного радиуса и разных схемах нагружения:
а – для меди М1; *б* – для стали 20

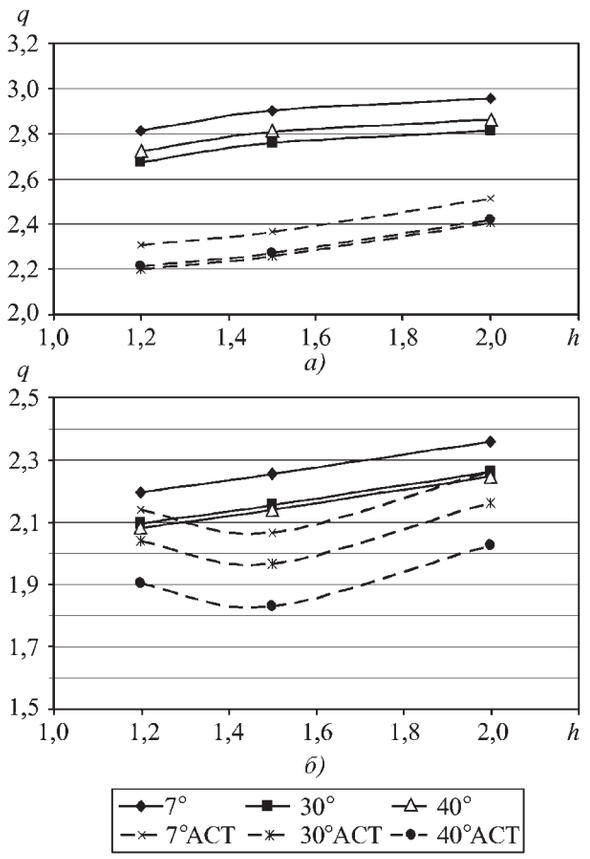

Рис. 4. График зависимости *q* от *h* при *R/r* = 1,5, различных углах конусной части пуансона и разных схемах нагружения: *а* – для меди М1; *б* – для стали 20

При малом относительном радиусе пуансона ($R/r_п$ = 1,25...1,35) удельная сила имеет небольшое значение из-за большой площади пуансона, а сопротивление деформации σ_s, напротив, имеет большую величину, это вызвано тем, что металл заготовки, вытекая в узкий зазор между пуансоном и матрицей, сильно упрочняется.

С увеличением относительного радиуса площадь пуансона уменьшается, соответственно увеличивается удельная сила, зазор между пуансоном и матрицей увеличивается, величина накопленной деформации уменьшается и, как следствие, уменьшается значение σ_s.

Применение активных сил трения позволяет снизить удельную силу почти на 30 % в зависимости от размеров и формы инструмента.

В большинстве случаев графики зависимости *q* от γ без использования активных сил трения имеют минимум относительной удельной силы приблизительно при γ = 30...40° и дальнейшее возрастание с увеличением угла γ. При использовании активных сил трения с увеличением угла конусности относительная удельная сила уменьшается. С нашей точки зрения, это можно объяснить тем, что возрастает нормальная к стенкам матрицы составляющая силы деформирования, которая в свою очередь увеличивает силу трения, позволяя полнее использовать АСТ.

Выводы

1. С увеличением толщины стенки стакана увеличивается удельная сила, что ограничивает применение процесса холодного выдавливания для производства деталей типа "стакан" из среднеуглеродистых сталей при высоких значениях *R/r* из-за недостаточной стойкости инструмента.

2. Применение активного действия сил контактного трения позволяет уменьшить удельную силу на пуансоне на 20...30 % (в зависимости от твердости металла: для твердых металлов снижение больше).

3. При выборе оптимального угла конусности торца пуансона можно уменьшить удельную силу на пуансоне на 7...13 %; минимальное значение удельной силы наблюдается при γ = 30° (в зависимости от твердости и схемы деформирования, для твердых металлов и схемы *б* на рис. 2 минимум относительной удельной силы наблюдается при γ = 40°).

4. Проведенные исследования и полученные в результате их математические модели позволяют оценить влияние того или иного фактора на удельную силу выдавливания деталей типа "стакан" из меди М1 и стали 20, подобрать оптимальные форму и размеры инструмента для обеспечения его стойкости, а также сделать процесс холодного выдавливания деталей типа "стакан" более технологичным.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Дмитриев А.М.** Технология ковки и объемной штамповки. Ч. 1. Объемная штамповка выдавливанием: учебник для вузов / А.М. Дмитриев, А.Л. Воронцов. М.: Машиностроение-1, 2005. 500 с.

2. **Холодная** объемная штамповка: справочник / под ред. Г.А. Навроцкого. М.: Машиностроение, 1973. 496 с.

Алексей Александрович Сидоров, инженер

Ю.А. Бочаров, Л.В. Хижнякова
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Параметры тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356

Тиксоштамповка – общий термин для обозначения процесса изготовления в штампах поковки, близкой по форме к готовому изделию, из предварительно подготовленного и охлажденного до твердого состояния металла с глобулярной микроструктурой, который перед штамповкой повторно нагревается до твердожидкого состояния металла с сохранением твердой фазы в виде кристаллов, близкой к сферической форме.

Теоретически обоснованы и экспериментально получены температурно-скоростные и силовые параметры процесса, которые оказывают значительное влияние на процесс тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356 с глобулярной микроструктурой. Методика расчета технологических параметров, а также их численные значения, приведенные в статье, можно использовать при опытно-промышленном освоении технологии тиксоштамповки.

Thixoforging is general term for near net shape component die forging process description in which precursor material with globular microstructure is heated up to semi-solid range temperature with remaining globular solid phase.

Theoretically approved and experimentally gained temperature-velocity and load parameters of the process have significant influence on the aluminium alloy A356 thixoforging process for axis-symmetric components. Technological parameters calculating method and parameters values, mentioned in the paper, could be used for trial-industry implementation of thixoforging.

Ключевые слова: тиксоштамповка; штамповка металлов в твердожидком состоянии; параметры тиксоштамповки; алюминиевый сплав А356; глобулярная микроструктура; осесимметричные поковки.

Key words: thixoforging; SSM; thixoforging parameters; aluminium alloy A356; globular microstructure; axis-symmetric components.

Основные особенности процесса тиксоштамповки

В последнее десятилетие учеными и исследователями в России и за рубежом разрабатываются технологии штамповки металлов в твердожидком состоянии (тиксоштамповка и реоштамповка). Эти технологии в разной степени обеспечивают повышение механических свойств металла, размерной точности поковок, коэффициента использования металла.

В технологии тиксо- и реоштамповки сохраняются и учитываются преимущества жидкой штамповки и устраняются ее недостатки вследствие существенного изменения микроструктуры металла: вместо дендритной формируется сфероидальная (глобулярная) микроструктура. Эта структура формируется специальным воздействием на кристаллизующийся металл в процессе образования твердожидкой суспензии в температурном диапазоне между линиями ликвидус и солидус, т.е. при температуре ниже линии расплава и выше линии затвердевания (рис. 1).

Значительный интерес к новой технологии штамповки в твердожидком состоянии вызван открытием свойства тиксотропности металлических суспензий с глобулярной микроструктурой (M.C. Flemings, 1978). Эффект тиксотропности – способность металлических суспензий с глобулярной микроструктурой в твердожидком состоянии значительно снижать сопротивление сдвиговым деформациям, что позволяет металлу заполнять сложные формы полости штампов при незначительной удельной силе.

В России подобные технологии находятся в стадии исследования, начало которым положили ученые

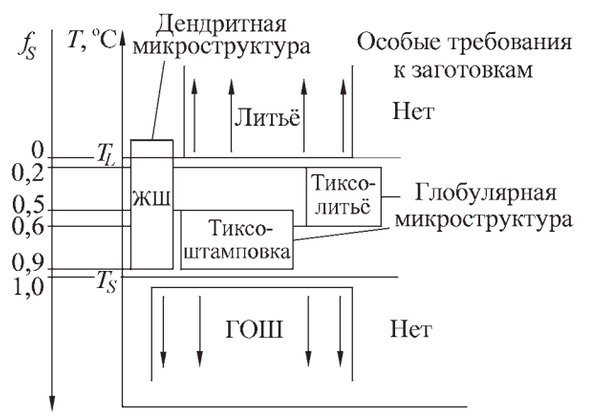

Рис. 1. Схема температурных условий формообразования металла в тиксотехнологиях в сравнении с жидкой штамповкой (ЖШ), литьем и горячей объемной штамповкой (ГОШ):
T_L – температура линии ликвидус; T_S – температура линии солидус; f_S – относительная доля твердой фазы в твердожидкой суспензии

МГТУ им. Н.Э. Баумана: д-р техн наук, проф. Б.И. Семёнов и канд. техн. наук К.М. Куштаров, кафедра СМ13; МГТУ "Станкин": д-р техн. наук, проф. Ю.П. Кирдеев, д-р техн. наук, проф. А.Э. Артес. Новизна разрабатываемых технологий состоит в том, что процессы формообразования осуществляются при твердожидком состоянии металла на заготовках, в которых предварительно подготовлена глобулярная микроструктура первично кристаллизующейся фазы [1].

Это требует разработки новых схем организации технологических процессов в заготовительных производствах. В них должно быть предусмотрено воздействие на металл в процессе разливки различными средствами, препятствующими образованию дендритной микроструктуры, с последующей штамповкой (реоштамповка) или закалка (сохранение глобулярной микроструктуры), повторный нагрев до образования твердожидкой фазы (суспензии) и деформирование в штампах на гидропрессах с ЧПУ или на специализированных гидроколенных прессах (тиксоштамповка) [2].

Тиксотехнологии характеризуются одновременным возрастанием прочности и пластичности материала поковок, а при охлаждении до температуры суспензии с содержанием твердой фазы более 90 % – пластичностью и сопротивлением деформированию подобными горячей объемной штамповке. Отштампованные таким способом поковки обладают высоким качеством и повышенной надежностью, существенно улучшенными критериями технологичности.

В зарубежных компаниях в производственных условиях применяют тиксоштамповку из двух этапов:

1) изготовление первичных заготовок с глобулярной микроструктурой на металлургическом производстве (предприятие, цех, участок): расплав, магнитогидродинамическое перемешивание расплава в кристаллизаторе для получения глобулярной микроструктуры, прокатка и закалка профилей;

2) резку твердой заготовки нужного размера на машиностроительном предприятии, последующий нагрев ее до температуры твердожидкого состояния (суспензии) и формообразование штамповкой.

Все отходы металла могут возвращаться для переплавки на металлургическое предприятие (цех, участок).

Некоторые преимущества технологии тиксоштамповки: возможность штамповки литейных сплавов; получение поковки сложной фасонной формы при высокой точности размеров; получение фасонной поковки за один переход; высокий коэффициент использования материала; снижение энергетических затрат при деформировании; уменьшение последующей механической обработки.

На практике могут появиться такие дефекты, как ликвация, пористость и зажимы. Недостаточная изученность вопроса появления этих дефектов является возможным препятствием для широкого использования тиксоштамповки в промышленности. При разработке соответствующей системы управления процессом необходимо повысить его стабильность. Таким образом, необходимо провести систематические исследования течения материала и появления дефектов ликвации, пористости и зажимов в процессе тиксоштамповки.

Повторный нагрев металла до твердожидкого состояния – особенно важный этап в процессе тиксоштамповки. Его целью является получение однородного твердожидкого состояния заготовки с точно контролируемым содержанием твердой фазы из частиц глобулярной формы, равномерно распределенных в жидкой фазе с более низкой температурой затвердевания. Именно температура нагрева определяет количественное содержание твердой фазы в заготовке.

Цель нагрева – получение равномерной по всему сечению заготовки конкретной температуры, лежащей в пределах между линиями солидуса и ликвидуса. От правильности выбора этой температуры, равномерности ее распределения по сечению заготовки, а также общего времени нагрева зависит состояние микроструктуры заготовки перед штамповкой, т.е. степень проявления эффекта тиксотропности.

При выборе температуры нагрева следует пользоваться графиком зависимости содержания твердой фазы от температуры при максимальном и минимальном содержании кремния для алюминиевого сплава А356 (рис. 2, где $\Delta T^{20...40}$, $\Delta T^{40...60}$ – диапазон температуры, при котором содержание жидкой фазы соответственно 20...40 и 40...60 %). Химический состав сплава А356 приведен в таблице.

Нижняя граница температуры нагрева должна лежать выше точки перегиба на графике, в этом случае сплав будет гарантированно находиться в твердожидком состоянии. Верхняя граница температуры нагрева определяется экспериментально. Для ее определения

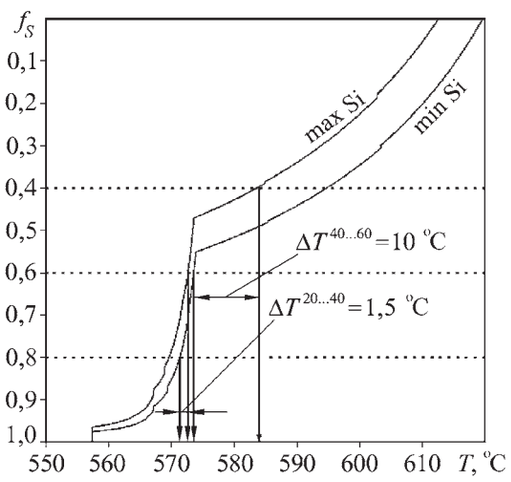

Рис. 2. Зависимость содержания твердой фазы f_S от температуры T при максимальном и минимальном содержании кремния для алюминиевого сплава А356

Химический состав (% мас., остальное – Al) алюминиевого сплава А356

Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ti	Прочие элементы
6,3...7,3	0,2	0,2	0,25...0,45	0,1	0,2	0,15

необходимо руководствоваться следующими критериями: заготовка не должна терять устойчивость, продолжительность теста на тиксотропность должна находиться в диапазоне времени, достаточном для транспортировки заготовки в штамп, потеря массы заготовки из-за сепарации жидкой фазы должна быть менее 15 %.

Для определения готовности заготовки к тиксоштамповке необходимо использовать тест на тиксотропность. Непосредственно после нагрева заготовку разрезают ножом и фиксируют время, в течение которого заготовка без особых усилий подвергается этой процедуре. По времени теста на тиксотропность можно установить степень "готовности" заготовки, в течение этого времени заготовку можно транспортировать от нагревательного устройства к штампу.

Процесс тиксоштамповки поковок из алюминиевого сплава А356 начинается при минимальном содержании твердой фазы ~50 %. Материал в процессе штамповки должен находиться также в твердожидком состоянии, а штамп должен быть нагрет минимум до 250 °С. Во избежание возможного вытекания материала из полости штампа штамповку следует проводить в закрытых штампах.

В настоящее время не существует рекомендаций и стандартов к проектированию штампов для процесса тиксоштамповки. Из опыта экспериментальной работы установили, что внутренние уклоны рекомендуется назначать по ГОСТ 7505–89 (из-за опасности залипания поковки на внутренней поверхности в результате термической усадки), внешние штамповочные уклоны 0...2° (значительно меньше, чем для ГОШ). Внутренние радиусы скругления по ГОСТ 7505–89, внешние радиусы 0...2 мм.

Необходимо осуществлять смазывание штампов смазочным материалом. При тиксоштамповке поковок из сплава А356, как правило, используют нитрид бора BN или графит в дисперсном состоянии.

Экспериментальное исследование процесса тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356

Процесс тиксоштамповки осесимметричных поковок массой (1±0,15) кг из алюминиевого сплава А356 с глобулярной микроструктурой исследовали в два этапа: 1) повторный нагрев заготовок диаметром 76 мм, высотой 90 мм; 2) формообразование штамповкой в предварительно нагретых до 250 °С штампах.

Основные входные переменные процесса тиксоштамповки алюминиевых сплавов:

1. Температура заготовки с глобулярной микроструктурой после повторного нагрева (содержание твердой/жидкой фазы).
2. Время транспортировки заготовки от нагревательного устройства к штампу (температура заготовки перед началом штамповки).
3. Температура нагрева штампов.
4. Скорость деформирования.
5. Время выдержки под давлением.

Основные выходные показатели качества:

1. Степень заполнения штампов.
2. Отсутствие/наличие поверхностных дефектов.
3. Отсутствие/наличие дефектов макроструктуры (поры, трещины, ликвация).
4. Механические характеристики (напряжение текучести, относительное удлинение, ударная вязкость, твердость).

Для повторного нагрева заготовок использовали вертикальный индуктор мощностью 50 кВт с ЧПУ фирмы EFU GmbH.

Для проведения экспериментов по тиксоштамповке осесимметричных поковок (рис. 3) использовали гидравлический пресс двойного действия с ЧПУ силой 6,3/1 МН, с насосным приводом фирмы SMS (Австрия). Скорость, сила деформирования, перемещение главного и вспомогательного цилиндров контролируются системой ЧПУ.

Для экспериментов использовали закрытые штампы с варьируемыми вставками для штамповки четырех вариантов поковок (см. рис. 3).

Выбор геометрической формы экспериментальных поковок основывался на возможности выполнения следующих условий:

изучить экспериментально возможности формоизменения металла в твердожидком состоянии;

исследовать пределы формоизменения для данного типа поковок (толщина стенок и длина фронта течения металла) путем несложной замены штамповых вставок;

обеспечить легкость извлечения поковки из полости штампа;

обеспечить возможность вырезания из поковки стандартных образцов для механических испытаний;

обеспечить доступ к полости штампа для смазывания смазочным материалом;

изучить течение металла в разных направлениях.

При экспериментальных исследованиях процесса тиксоштамповки осесимметричных поковок типа "стакан с фланцем" из сплава А356 были выполнены следующие этапы:

1. Исследован процесс нагрева заготовок диаметром 76 мм, высотой 90 мм из сплава А356 с глобулярной микроструктурой.

Четырехступенчатый режим нагрева заготовок позволил достичь желаемой температуры нагрева 575...585 °С с градиентом температуры менее 5 °С в те-

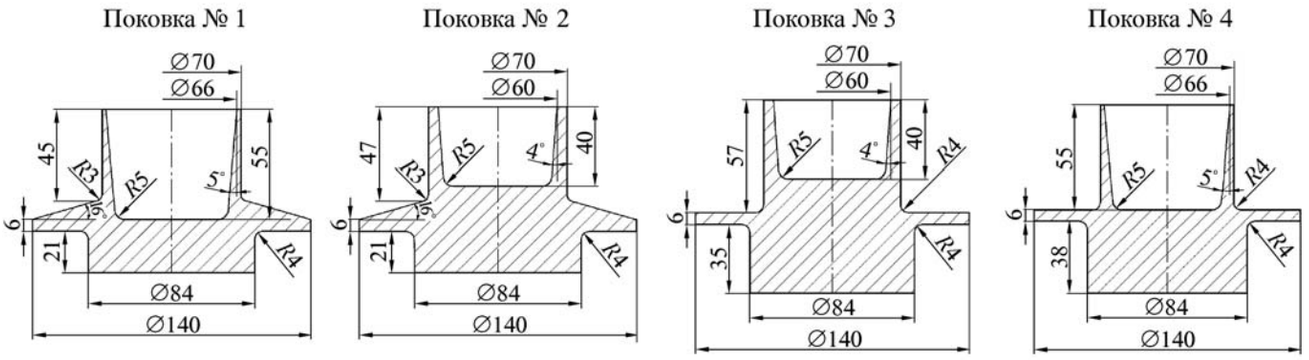

Рис. 3. Эскизы экспериментальных поковок

чение 325 с при максимальной мощности вертикального индуктора с ЧПУ 49 кВт. Продолжительность теста на тиксотропность при этом составляет 7...10 с, что достаточно для транспортировки нагретой заготовки от индуктора к полости штампа.

2. Исследован процесс тиксоштамповки поковок типа "стакан с фланцем" из предварительно нагретых заготовок диаметром 76 мм, высотой 90 мм.

Разработаны 4 варианта геометрии поковок. Разработаны чертежи и изготовлена штамповая оснастка. Выбран смазочный материал и температура нагрева штампов. Проведены эксперименты по тиксоштамповке 40 поковок из предварительно нагретых заготовок. Получены и проанализированы экспериментальные зависимости скорости деформирования, хода основного и вспомогательного цилиндра, силы деформирования и силы замыкания матриц, времени выдержки под давлением.

Выбранные температурно-скоростные и силовые параметры и переменные процесса тиксоштамповки позволяют получать качественные поковки типа "стакан с фланцем" массой (1±0,15) кг из алюминиевого сплава А356 с глобулярной микроструктурой:

температура заготовки в конце нагрева 575...585 °С с градиентом температуры по сечению заготовки менее 5 °С;

время транспортировки заготовки от индуктора к полости штампа 7...10 с;

скорость холостого хода приближения 120 мм/с;

скорость деформирования 60...100 мм/с;

сила смыкания матриц 1,5...2 МН;

сила деформирования 0,5...0,8 МН;

время выдержки под давлением 8 с;

температура нагрева штампов 250 °С;

смазывание штампов графитом в дисперсном состоянии.

При выбранных параметрах и переменных процесса тиксоштамповки по результатам химического анализа готовых поковок степень ликвации находится в допустимом диапазоне, по результатам рентгеновского анализа отсутствует пористость, механические характеристики находятся вблизи нижней границы диапазона, принятого для тиксоштамповки алюминиевого сплава А356 с глобулярной микроструктурой.

Материал готовых поковок имеет следующие механические характеристики: напряжение текучести 115 МПа; предел прочности 212 МПа; относительное удлинение 12,4 %.

При разработке параметров процесса тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356 следует учесть следующие этапы процесса:

• Проверка качества микроструктуры и химического состава в исходных заготовках до нагрева. Параметры микроструктуры исходных заготовок в состоянии поставки: средний размер α-зерен (менее 100 мкм), фактор формы α-зерен ($1 \le F \le 2$), отклонение содержания кремния в отдельных зонах исходных заготовок должно находиться в диапазоне ±16 % от среднего значения.

• Разработка режима нагрева заготовок из алюминиевого сплава А356. Параметры процесса: температура заготовки в конце нагрева 575...585 °С; градиент температуры в заготовке в конце нагрева менее 5 °С; продолжительность теста на тиксотропность 7...10 с; высота "твердого дна" в заготовке менее 15 мм.

• Проверка качества микроструктуры и химического состава заготовок после нагрева, которые не должны отличаться от исходных.

• Разработка режима тиксоштамповки осесимметричных поковок из алюминиевого сплава А356. Параметры процесса: время транспортировки заготовки от индуктора к полости штампа 7...10 с; обязательно наличие теплоизоляции на инструменте при транспортировке заготовки; температура штампов по возможности выше из диапазона 250...450 °С; смазочный материал для штампов – водный раствор графита; скорость холостого хода приближения – максимальная из возможных; скорость деформирующего пуансона по возможности меньшая из диапазона 60...100 мм/с; время выдержки под давлением определяется экспериментально в зависимости от сложности геометрии поковки (для поковки типа "стакан с фланцем" 8 с); сила деформирования 0,5...0,8 МН в

зависимости от сложности геометрии поковки (чем сложнее геометрия, тем сила должна быть больше); сила смыкания матриц 1,5...2 МН.

• Проверка качества микроструктуры и химического состава, рентгеновский анализ поковок, механических характеристик поковок. Контролируемые параметры и переменные процесса: средний размер α-зерен (менее 100 мкм), фактор формы α-зерен ($1 \leq F \leq 2$), отклонение содержания кремния в отдельных зонах готовых поковок должно находиться в диапазоне ±16 % от среднего значения, отсутствие пористости, предел текучести не менее 100 МПа, предел прочности не менее 210 МПа, относительное удлинение не менее 10 %.

Для процесса тиксоштамповки в мелкосерийном и серийном производстве осесимметричных поковок массой (1±0,15) кг из алюминиевого сплава А356 рекомендуется использовать гидравлические прессы двойного действия с ЧПУ.

Например, пресс должен обладать следующими характеристиками: пресс двойного действия силой не менее 2/1 МН; наличие обязательно нижнего и желательно верхнего выталкивателей; скорость холостого хода приближения не менее 120 мм/с; скорость деформирования в диапазоне 60... 100 мм/с; возможность программной остановки пресса по величине максимальной деформирующей силы.

Для крупносерийного и массового производства рекомендуется использовать специализированное оборудование, например разрабатываемый на кафедре МТ6 МГТУ им. Н.Э. Баумана гидроколенный пресс с ЧПУ со скоростными и силовыми характеристиками, не уступающими гидравлическому прессу, но с более благоприятной кинематикой и уменьшенной затратой энергии.

Полученные результаты можно использовать при опытно-промышленном освоении новой технологии тиксоштамповки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бочаров Ю.А., Семёнов Б.И., Хижнякова Л.В.** Тиксоштамповка алюминиевых деталей // Комплект ИТО. 2006. № 8.

2. **G.I. Eskin, B.I. Semenov, V.N. Serebryany, Yu.P. Kirdeev.** Proc. of 7-th International Conference on semisolid processing of alloys and composites. 2002. P. 397–402.

Юрий Александрович Бочаров, д-р техн. наук;
Людмила Владимировна Хижнякова, инженер

Поздравляем!

Владимира Яковлевича Осадчего

доктора технических наук, профессора,
лауреата Государственной премии СССР,
Заслуженного деятеля науки и техники РФ

с 80-летием

Владимир Яковлевич Осадчий родился 31 июля 1928 г. в г. Ялта. После окончания школы поступил в Уральский политехнический институт.

В 1954 г. будучи аспирантом Московского института стали и сплавов защитил кандидатскую, а в 1968 г. – докторскую диссертации. В эти годы он работал на кафедре прокатки заведующим лабораторией, ассистентом, доцентом, заместителем заведующего кафедрой, а также заместителем декана технологического факультета.

С июля 1970 г. заведует кафедрой "Информационные технологии обработки давлением" в Московском государственном университете приборостроения и информатики.

В 1973 г. Владимир Яковлевич был удостоен звания лауреата Государственной премии СССР за разработки в области прокатного производства. В дальнейшем он стал лауреатом премии М.Л. Миля, Заслуженным деятелем науки и техники РФ.

Теоретические исследования контактных напряжений на валке, оправке и линейке прошивных станов, выполненные В.Я. Осадчим, позволили создать новые станы, трехвалковые обкатные станы, успешно работающие на трех заводах в России и за рубежом. Оригинальными являются также его работы по созданию моделей процессов волочения сплошных и полых профилей, процессов выдавливания с кручением и других процессов ОМД.

По результатам научных исследований им опубликовано 420 научных работ, в том числе учебники для вузов, 8 учебных пособий, 63 патента и авторских свидетельств на изобретения.

За последние годы В.Я. Осадчим вместе с сотрудниками кафедры было разработано информационное обеспечение проекта нового уникального прошивного стана с грибовидными валками.

Под руководством Владимира Яковлевича подготовлены 63 кандидата и 8 докторов наук. Ряд его учеников стали известными учеными и руководителями институтов и предприятий.

В.Я. Осадчий является членом ученых советов по защитам кандидатских и докторских диссертаций МГУПИ и ОрелГТУ, членом редколлегии журнала "Производство проката", академиком Международной академии информатизации.

В.Я. Осадчий неоднократно поощрялся руководством университета и Министерства образования РФ, является Почетным работником высшего образования РФ, награжден орденом Почета, орденом Дружбы и медалями.

Коллектив редакции и редакционный совет поздравляют Владимира Яковлевича с юбилеем!
Желаем здоровья и творческих успехов в научной и педагогической деятельности!

И.А. Бурлаков *("НИИД", ФГУП ММПП "Салют")*

Производство прутков круглого и шестигранного сечения из титановых и никелевых сплавов на прокатном комплексе "280-380"

Рассмотрен процесс изготовления прутков из титановых и никелевых сплавов круглого и шестигранного сечения на прокатном комплексе "280-380". Приведены основные технические характеристики прокатного комплекса и правильной машины и расчет энергосиловых параметров процесса, позволивший осуществить корректировку применяемого инструмента. Показано, что оборудование позволяет осуществлять прокатку прутков требуемого профиля с высоким комплексом механических характеристик материала.

The rolling process of titanium and nickel alloy-based round and hexagonal rods using the "280-380" mill is considered. The technical specification of the rolling mill and straitening machine is given. The power data calculation is considered what is important for the forming tool correction. The above mentioned equipment makes possible to roll the rods of the required shape and provide the high mechanical properties of the rolled materials.

Ключевые слова: прокатка; круглые и шестигранные прутки; никелевые и титановые сплавы; прокатный комплекс.

Key words: rolling; round and hexagonal rods; nickel- and titanium-based alloys; rolling mill.

В производстве часто возникает необходимость в перекатке имеющихся прутков в прутки требуемого диаметра в небольших объемах. Анализ технологических процессов показал, что с точки зрения точности производимой продукции, качества ее поверхности, стоимости оборудования, простоты и дешевизны обслуживания оптимальным является процесс продольной прокатки с использованием предварительно-напряженных клетей дуо (ПНК).

По техническому заданию ОАО "ВНИИМЕТМАШ" был спроектирован и изготовлен мини-прокатный комплекс ПНК "280-380" (рис. 1), который позволяет оперативно и экономично перекатывать партии прутков из жаропрочных сплавов диаметром 8...34 мм из заготовок диаметром от 40 мм (табл. 1).

Для определения энергосиловых параметров – сил и моментов прокатки – необходимо предварительно определить геометрические параметры очага деформации, основными из которых являются горизонтальная проекция площади контакта металла с валком и длина дуги захвата.

Рис. 1. Прокатный комплекс ПНК "280-380"

Сила P металла на валки определяется по методике В.Б. Бахтинова

$$P = Fp_{ср}, \quad (1)$$

где F – горизонтальная проекция площади контакта металла с валком; $p_{ср}$ – среднее давление металла на валки.

На давление при прокатке в первую очередь оказывают влияние механические свойства самого прокатываемого ме-

1. Основные параметры прокатного комплекса ПНК "280-380"

Наименование параметра	Параметр
Марка прокатываемого материала	Титановые, никелевые и коррозионно-стойкие сплавы
Исходная заготовка	Горячекатаный или шлифованный пруток диаметром до 38 мм
Получаемый продукт	Пруток диаметром от 36 до 6,8 мм, шестигранник под "ключ" S = 10; 12; 14; 16
Типы калибровок:	
для круга	круг–овал–круг
для шестигранника	круг–шестигранный овал–шестигранник
Скорость прокатки, м/с	0,1...1,0
Производительность, т/год	20...35

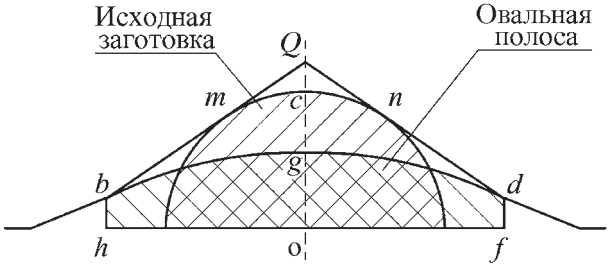

Рис. 2. Схема прокатки круглого прутка в овальную полосу

талла, а также внешнее трение, скорость прокатки и натяжение прокатываемой полосы при ее входе и выходе из валков. Все эти факторы определяют так называемое напряженное состояние, возникающее в очаге деформации. Поскольку наибольшие силы и моменты возникают при прокатке круга в овал, то рассмотрим эту схему прокатки, изображенную на рис. 2.

Величина F горизонтальной проекции площади контакта металла с валком определяется как

$$F = F_1' \sqrt{\left(\frac{y_0}{y_1} - 1\right)\left(\frac{R}{y_1} - 2\right)}, \qquad (2)$$

где F_1' – площадь ручья на ширине B, т.е. площадь контура; y_1 – координата центра тяжести площади F_1' относительно оси О–О; y_0 – координата центра тяжести площади F_0' относительно оси О-О; F_0' – площадь верхней половины входящей полосы с учетом ее уширения и условной ширины B, т.е. площадь контура $hbcdfh$; R – начальный радиус валка.

Для определения координаты y_0 центра тяжести площади входящей полосы F_0' она разбивается на три элементарные фигуры: прямоугольник F', равный площади $hbdfh$; треугольник F'', равный площади $badb$; круговой треугольник F''', равный площади $mancm$.

Тогда координату центра тяжести входящей полосы можно определить по следующему известному уравнению:

$$F'y' + F''y'' - F'''y''' = F_0', \qquad (3)$$

где y', y'', y''' – координаты центра тяжести трех вышеуказанных фигур.

Для определения площади F_1' ручья и координаты его центра тяжести y_1 полуовала $hbcdfh$ воспользуемся формулами:

$$F_1' = \frac{1}{6}\left(\frac{m}{h} + 2\right)Bh; \qquad (4)$$

$$y_1 = h\frac{0{,}75\frac{m^2}{h^2} + \left(1 - \frac{m}{h}\right)\left(\frac{2 + 3\frac{m}{h}}{5}\right)}{\frac{m}{h} + 2}, \qquad (5)$$

где m – удвоенная высота края овала hb; h – удвоенная максимальная высота og овала.

Поскольку напряженное состояние зависит от геометрического соотношения l/h_c, где l – длина дуги контакта металла с валком, h_c – средняя высота сечения полосы, эти необходимые величины определяются методом приведения действительного сечения полосы к сечению эквивалентного прямоугольника.

Величину l согласно методу статических моментов определяли по следующему уравнению для эквивалентного прямоугольника

$$l = \sqrt{2(y_0 - y_1)(R - 2y_1)}, \qquad (6)$$

где $R - 2y_1 = R_к$ – катающий радиус валка;
а среднюю высоту очага деформации

$$h_c = \frac{h_0 + h_1}{2} = y_0 + y_1, \qquad (7)$$

где h_0 и h_1 – соответственно высота эквивалентной прямоугольной полосы на входе и выходе из ручья

$$h_0 = 2y_0, \qquad (8)$$

$$h_1 = 2y_1. \qquad (9)$$

Так как основные геометрические параметры очага деформации определены, находим среднее давление при прокатке $p_{ср}$

$$p_{ср} = \gamma n_\sigma \sigma_ф, \qquad (10)$$

где $\gamma = 1...1{,}15$ – коэффициент, учитывающий влияние среднего главного нормального напряжения σ_2 (для случаев прокатки жаропрочных материалов на комплексе со значительным уширением коэффициент γ можно принять равным 1); n_σ – коэффициент напряженного состояния; $\sigma_ф$ – фактическое сопротивление формоизменению.

Коэффициент n_σ оказывает большее влияние на давление прокатки, чем остальные коэффициенты. Он может изменяться в широких пределах и может быть представлен состоящим из произведения трех коэффициентов

$$n_\sigma = n_\sigma' n_\sigma'' n_\sigma''', \qquad (11)$$

где n_σ', n_σ'', n_σ''' – коэффициенты, учитывающие влияние соответственно внешнего трения, внешних зон и натяжения.

Поскольку при прокатке на комплексе натяжение отсутствует, то коэффициент n_σ''' можно принять равным 1.

Характер распределения контактных напряжений в очаге деформации в основном зависит от отношения l/h.

При отношении $l/h < 1$ основное влияние на напряженное состояние оказывает коэффициент n_σ'', учитывающий влияние внешних зон и определяемый формулой В.Б. Бахтинова

$$n_\sigma'' = \left(\frac{l}{h}\right)^{-0{,}4}. \qquad (12)$$

При горячей прокатке на комплексе на линиях 1 и 2 отношение $l/h_c \approx 2...5$. При таких соотношениях коэффициент n_σ'' можно принять равным 1.

Коэффициент n_σ', учитывающий влияние внешнего трения, можно определить по формуле А.И. Целикова:

$$n'_\sigma = \frac{2h_н}{\Delta h(\delta - 1)}\left(\left(\frac{h_0}{h_1}\right)^\delta - 1\right), \qquad (13)$$

где $h_н$ – высота прокатываемой полосы в нейтральном сечении, определяемая из уравнения

$$\frac{h_н}{h_1} = \left[\frac{1 + \sqrt{1 + (\delta^2 - 1)\left(\frac{h_0}{h_1}\right)^\delta}}{\delta + 1}\right]^{\frac{1}{\delta}}, \qquad (14)$$

где

$$\delta = \frac{2\mu l}{\Delta h}, \qquad (15)$$

μ – коэффициент внешнего трения при установившемся процессе прокатки; Δh – абсолютное обжатие при прокатке, определяемое по уравнению для эквивалентной полосы

$$\Delta h = h_0 - h_1 = 2(y_0 - y_1). \qquad (16)$$

Для упрощения использования уравнений (13) и (14) на рис. 3 приведена диаграмма, построенная по этим уравнениям.

Относительное обжатие определяется для эквивалентной полосы по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta h}{h_0} = 1 - \frac{y_1}{y_0}. \qquad (17)$$

Фактическое сопротивление формоизменению $\sigma_ф$ необходимо определять с учетом температуры металла в очаге деформации, степени и скорости деформации.

Средняя скорость деформации при прокатке в калибре определяется по формуле

$$U = \omega(1 + s)\frac{F}{2F_0}, \qquad (18)$$

где ω – угловая скорость валка; s – опережение; F_0 – площадь поперечного сечения входящей полосы верхней части калибра.

Поскольку уширение жаропрочных сталей и сплавов при прокатке в калибрах существенно больше и носит сложный характер по сравнению с прокаткой черных сталей, то лучше всего пользоваться опытными данными, полученными в процессе прокатки.

Ширина эквивалентного прямоугольника при входе в калибр

$$b_0 = \frac{F_0}{2y_0}. \qquad (19)$$

Ширина эквивалентного прямоугольника на выходе из калибра

$$b_1 = \frac{F'_1}{2y_1}. \qquad (20)$$

Уширение эквивалентного прямоугольника определяется из (19) и (20)

$$\Delta b_э = b_1 - b_0 = \frac{F'_1}{2}\left(\frac{1}{y_1} - \frac{\lambda}{y_0}\right), \qquad (21)$$

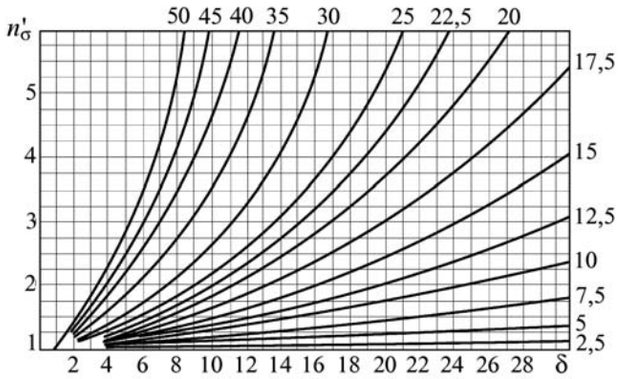

Рис. 3. Коэффициент n'_σ влияния внешнего трения на давление в зависимости от δ при различных $\left(\frac{\Delta h}{h_0}\right)\cdot 100$ %

где λ – вытяжка полосы в верхнем ручье калибра,

$$\lambda = \frac{F_0}{F'_1}, \qquad (22)$$

а коэффициент уширения β определяется как

$$\beta = \frac{b_1}{b_0} = \frac{y_0}{y_1}\frac{1}{\lambda}. \qquad (23)$$

Определив силу, переходим к определению момента M прокатки в калибре, действующего на один валок

$$M = 2P\psi l_ц + \mu P\frac{h_c}{2}, \qquad (24)$$

где ψ – коэффициент координаты центра тяжести эпюры нормальных напряжений $p_x = f(l)$, построенных на горизонтальной проекции дуги захвата относительно оси, соединяющей центры валков; $l_ц$ – координата центра тяжести площади F относительно оси валков. Величину $l_ц$ можно определить по формуле

$$l_ц = y_1\frac{F}{F'_1}. \qquad (25)$$

Коэффициент ψ зависит от условий трения и геометрической характеристики очага деформации, от относительного обжатия и упрочнения полосы при прокатке, от входного и выходного натяжения, упругой деформации валков и полосы.

При горячей прокатке высоколегированных сталей и сплавов, когда отношение $\frac{b_0}{h_0} \geq 20$, величину ψ находят по эмпирической формуле

$$\psi = 0{,}3 + 0{,}18\frac{h_c}{l}. \qquad (26)$$

Для рассматриваемого случая при прокатке круглого прутка в овал отношение $\frac{b_0}{h_0} = 1$. Поэтому коэффициент ψ, определенный по формуле (26), по аналогии с имеющимися литературными данными по прокатке рядовых черных сталей, необходимо увеличить примерно на 15...25 %.

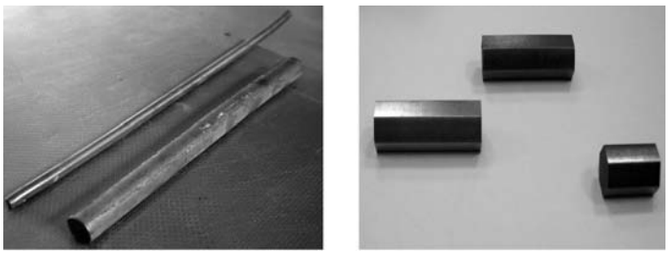

Рис. 4. Перекатанные прутки круглого и шестигранного сечения

2. Технические характеристики правильной машины

Наименование параметра	Значение
Общее число рабочих роликов	18
Число приводных роликов	9
Число задающих роликов	2
Размеры обрабатываемых прутков, мм:	
шестигранного сечения	8...14
круглого сечения	8...15
Длина заготовки, мм	2400
Шаг расположения роликов, мм	150
Скорость правки, м/с	0,5
Мощность электропривода, кВт	11

Вышеприведенные расчеты не учитывают одной особенности, присущей горячей прокатке труднодеформируемых сплавов или холодной прокатке сталей. В результате давления, возникающего между металлом и валками, в последних появляются упругие деформации сжатия. Эти деформации могут быть настолько значительными, что оказывают заметное влияние на увеличение длины дуги захвата. В этом случае горизонтальная проекция длины дуги захвата определяется по формуле

$$l_1 = [\sqrt{2(y_0 - y_1)(R - 2y_1) + x_1^2} + x_1]n_\varepsilon , \qquad (27)$$

где n_ε – коэффициент, учитывающий упругую деформацию полосы (в первом приближении его можно принять равным 1); x_1 – абсолютное значение приращения длины дуги захвата вследствие упругой деформации валка

$$x_1 = \frac{8(1-\nu^2)}{\pi E} R p_{ср} , \qquad (28)$$

где $\nu = 0{,}25$ – коэффициент Пуассона материала валков; $E = 1{,}5 \cdot 10^4$ кг/мм^2 – модуль упругости первого рода для чугунных валков.

Для клети "380" радиус валка R = 190 мм, для клети "280" – R = 140 мм.

Подставив в уравнение (23) значения коэффициента Пуассона и модуля упругости, получим для чугунных валков

$$x_1 = \frac{R p_{ср}}{6300} . \qquad (29)$$

Расчет длины дуги захвата по уравнению требует определения среднего давления $p_{ср}$ металла на валки, которое в свою очередь зависит от длины дуги захвата l. Такая задача решается методом последовательного приближения.

Сначала определяется $p_{ср}$ без учета упругого сжатия валков, когда l определяется по формуле (6). На этом основании определяется x_1. Затем при новом l_1 определяется новое значение $p_{ср1}$. Такая последовательность расчета сохраняется до тех пор, пока расхождения величин не превысят ≈5 %.

Расчет моментов прокатного оборудования по приведенной выше методике показал возможность его использования для прокатки жаропрочных никелевых и титановых сплавов.

В связи с тем, что профили всех калибров для предполагаемых для перекатки материалов рассчитывали на основании теоретических исследований, был выполнен комплекс работ для полной проверки всех линий калибровок.

Так как все материалы сильно отличаются по свойствам и характеру поведения при прокатке, были выбраны представители трех разных типов металлов: жаропрочные стали (сталь ЭИ268), никелевые сплавы (ЭИ698) и титановые сплавы (ВТ3-1).

Прокатываемые за один раз прутки были одной марки, одной партии и одной плавки. На поверхности исходных прутков отсутствовали плены, трещины, рванины, закаты, шлаковые включения и черноты прокатанного металла (рис. 4).

Выполненные экспериментальные работы позволили откорректировать валковую арматуру (размеры прокладок, прижимов, вводных и выводных проводок).

После корректировки арматуры все калибры обеспечивали получение прутков нужного сечения с запасом по регулировке межвалкового зазора, а механические характеристики всех материалов перекатанных прутков после термообработки отвечали требованиям технических условий.

В состав прокатного комплекса входит роликовая правильная машина СПМ 8×150/8×150, предназначенная для устранения продольной кривизны в двух взаимно-перпендикулярных плоскостях прутков круглого и шестигранного сечения. Для правки прутков в подогретом состоянии, что актуально, например, для титановых сплавов, установлена печь СК5-П202-01.

Правильная машина состоит из двух клетей с индивидуальным электромеханическим приводом рабочих роликов. Первая клеть по ходу перемещения прутков имеет два оппозитно расположенных задающих ролика и восемь рабочих роликов, размещенных в шахматном порядке. Оси вращения роликов в этой клети – вертикальные, вторая клеть имеет восемь рабочих роликов с горизонтальной осью вращения. Технические характеристики правильной машины приведены в табл. 2.

Устранение продольной кривизны проката происходит методом многоциклового знакопеременного изгиба в области упругопластических деформаций. Изделие, имеющее исходную кривизну, задается в правильную машину и изгибается в ней, перемещаясь между рядами калибровочных роликов.

Ролики на машине устанавливаются таким образом, что интенсивность изгиба постепенно уменьшается, а кривизна изделия стремится к нулю. Сначала кривизна устраняется в горизонтальной плоскости, а затем в вертикальной.

Выводы

1. Мини-прокатный комплекс ПНК "280-380" позволяет оперативно и экономично перекатывать партии прутков из жаропрочных сплавов диаметром 8...34 мм из заготовок диаметром от 40 мм.

2. Материал перекатанных прутков обладает высоким комплексом механических характеристик, отвечающим техническим условиям.

Игорь Андреевич Бурлаков, канд. техн. наук

УДК 621.77: 539.21

О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, С.В. Коновалов
(ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат",
Институт сильноточной электроники СО РАН,
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк)

Эволюция наноразмерной субструктуры и фазового состава при эксплуатации плазменно-упрочненных чугунных валков

Установлены закономерности эволюции структуры и фазового состава плазменно-упрочненных чугунных валков при прокатке. В поверхностном слое прослежено изменение нанокристаллической зеренной структуры на основе α-фазы (размер кристаллитов 35...40 нм), стабилизированной частицами цементита размером ~3...5 нм. Определены источники дальнодействующих полей напряжений, формирующихся в валке в результате эксплуатации. Показано, что поля напряжений максимальной величины формируются в поверхностном слое в структуре нанокристаллических зерен феррита.

The regularities of the structure and phase composition evolution of plasma strengthened cast-iron rolls when rolling are established. The changes of the nanocrystalline grain structure on base α-phase (the size of crystallites are 35...40 nm), stabilized by the cementite particles of ~3...5 nm size are traced in the surface layer. The sources of far acting stress fields, being formed in the rolls as result of service are defined. It is shown that the stress fields of the maximum value are formed in the surface layer in structure of nanocrystalline ferrite grains.

Ключевые слова: чугун; субструктура; фаза; наноразмерный; плазма; упрочнение; эволюция.

Key words: cast iron; substructure; phase; nanosize; plasma; strengthening; evolution.

Введение. Одной из важных проблем современного прокатного производства, в значительной степени определяющей его эффективность, является повышение стойкости прокатных валков. Одним из направлений ее решения является плазменная закалка рабочей поверхности калибров валков. Это специальный метод обработки поверхности, который диспергирует ее и придает материалу дополнительную прочность и износостойкость [1].

Целенаправленное управление эксплуатационными свойствами сталей и сплавов, разработка оптимальных режимов их упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях. Для решения вышеуказанных технологических задач необходимо исследование физической природы и закономерностей формирования и эволюции структурно-фазовых состояний на различных масштабных уровнях в материалах в процессе упрочнения литых чугунных валков в процессе плазменного упрочнения [2, 3].

Цель работы – установление природы и закономерностей эволюции структурно-фазовых состояний плазменно-упрочненных чугунных валков после эксплуатации.

Материал и методы исследования. Материалом исследований являлись валки из чугуна марки СШХНФ с шаровидным графитом, химический состав которого приведен в табл. 1. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве плазменным потоком участка поверхности и его интенсивном охлаждении на массу валка со скоростями, обеспечивающими образование закалочных аустенитно-мартенситных структур.

Разработанная технология плазменного упрочнения калибров горизонтальных валков универсальных клетей чистовой группы стана 450 позволила повысить их рабочий ресурс в зависимости от номера клети в 1,3–2 раза по количеству прокатанного металла [4].

Измерение зеренной и субзеренной структуры стали проводили методами металлографии травленого

1. Химический состав (% мас.) исследованного материала

Марка чугуна	C	Si	Mn	S	P
				Не более	
СШХНФ	3,3...3,5	1,35...1,7	0,5...0,65	<0,02	<0,2

шлифа и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Для идентификации фаз применяли дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектронограмм.

Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации структуры по морфологическим признакам; определения размеров, объемной доли и мест локализации вторичных фаз и выделений; скалярной $<\rho>$ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций [5, 6].

В качестве параметров, характеризующих дислокационную субструктуру, по методике [5–7] оценивали амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки χ, толщину контура экстинкции h и уровень дальнодействующих полей напряжений σ.

Результаты и обсуждение. Плазменная обработка чугуна привела к формированию многослойной структуры, формирующейся при высокоскоростной кристаллизации расплава и зоны термического влияния. Объем материала, формирующийся из расплава, состоит из двух подслоев – относительно тонкого поверхностного и сравнительно более толстого основного. Анализировали фольги, полученные с разной глубины от поверхности валка ~50, 160, 210, 260 и 1100 мкм, а также с поверхностного слоя толщиной 0,5 мкм.

Своеобразная структура формируется в поверхностном слое, где основной фазой является α-фаза и цементит. Зерна α-фазы преимущественно имеют размеры 35...40 нм (формируется так называемая нанокристаллическая структура). Характерная особенность данного типа структур – кольцевые микроэлектронограммы, свидетельствующие о малом размере дифрагирующих кристаллитов. По границам кристаллов α-фазы располагаются частицы цементита, размеры которых ~3...5 нм.

В обобщенном виде результаты фазового анализа плазменно-упрочненных валков и распределение по глубине морфологических составляющих структуры чугуна приведены в табл. 2, 3.

Эксплуатация валка, подвергнутого плазменному упрочнению, при прокатке балочного профиля привела к множественным изменениям структуры и фазового состава материала. Проанализируем эволюцию выделенных выше структурных элементов материала по мере приближения к поверхности плазменной обработки.

Зерна (кристаллиты) первичного цементита. Начальная стадия эволюции субструктуры зерен карбида железа заключается в появлении изгибных экстинкционных контуров (рис. 1). Появление на электронно-микроскопических изображениях структуры тонкой фольги изгибных экстинкционных контуров указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки материала, т.е. свидетельствует о присутствии дальнодействующих полей напряжений.

Контуры начинаются и заканчиваются на границе раздела цементит/матрица, указывая на то, что источниками кривизны-кручения кристаллической решетки являются контактные напряжения. В объеме карбидного зерна дислокации не выявляются, что свидетельствует о чисто упругом изгибе-кручении кристаллической решетки карбида.

2. Фазовый состав упрочненного чугуна

Расстояние анализируемого слоя от поверхности, мкм	Фазовый состав
0,5	γ-железо, α-железо, цементит вторичный
50	γ-железо, α-железо, цементит вторичный, графит
160	γ-железо, α-железо, цементит первичный, цементит вторичный, графит
210	γ-железо, α-железо, цементит первичный, цементит вторичный, графит
260	γ-железо, α-железо, цементит первичный, цементит вторичный, графит
1100	α-железо, цементит первичный, графит

3. Морфологический состав обработанного плазмой чугуна, выявленный методами дифракционной электронной микроскопии

Расстояние анализируемого слоя от поверхности, мкм	Морфологический состав
0,5	Прослойки аустенита остаточного, зерна структурно свободного феррита, мартенсит пакетный и пластинчатый, цементит "самоотпуска" (вторичный)
50	Зерна и прослойки аустенита остаточного, зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, цементит вторичный, зерна графита
160	Зерна и прослойки аустенита остаточного, зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, глобулы цементита первичного, цементит (вторичный), зерна графита
210	Зерна, островки и прослойки аустенита остаточного, зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, зерна (глобулы) цементита первичного, цементит "самоотпуска" (вторичный), зерна графита
260	Прослойки аустенита остаточного, зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, перлит, глобулы цементита первичного, цементит вторичный, зерна графита
1100	Зерна структурно свободного феррита, зерна перлита, зерна (глобулы) цементита первичного, зерна графита

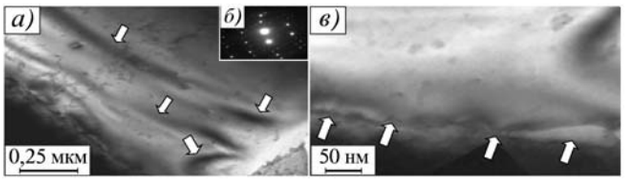

Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры глобулярного цементита в плазменно-упрочненном чугуне после отработки валка на стане:
а, *в* – светлые поля; *б* – микроэлектронограмма к (*а*). На (*а*) стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры; на (*в*) – переходный слой, разделяющий глобулу цементита и зерно феррита

Судя по поперечным размерам контура, можно отметить, что максимальных значений поля напряжений будут достигать вдоль границы раздела карбид/матрица. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ цементита составила в объеме карбида χ ~ 142 рад/см; вблизи границы раздела карбид/матрица χ ~ 425 рад/см.

Одновременно с формированием в карбиде полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению кристаллической решетки, в прилегающих к частице объемах матрицы образуется некоторый переходный слой, способствующий релаксации напряжений. На рис. 1, *в* слой указан стрелками.

По мере приближения к поверхности плазменной обработки валка наблюдается обогащение данного переходного слоя карбид/матрица углеродом. Последнее происходит вследствие того, что энергия взаимодействия атомов углерода с дислокациями выше, чем энергия взаимодействия атомов углерода с атомами железа в карбидной фазе.

Некоторая часть углерода уносится из данного переходного слоя дислокациями в объем материала, а другая часть образует наноразмерные частицы карбидной фазы. По мере приближения к поверхности валка карбидные зерна под действием внешних термомеханических воздействий разбиваются на блоки, что является, по-видимому, последней стадией их разрушения.

Колонии пластинчатого перлита, состоящие из параллельных друг другу, чередующихся пластин цементита и феррита, под действием внешних термомеханических воздействий преобразуются следующим образом. В слое, расположенном на расстоянии ~700 мкм от поверхности, внешние нагрузки приводят к фрагментированию пластин феррита, разрезанию и растаскиванию пластин цементита. Одновременно с этим происходит растворение цементита.

В слое, расположенном на расстоянии ~250 мкм от поверхности валка в зернах пластинчатого перлита при эксплуатации валка наблюдается разрушение перлитной структуры и одновременное выделение наноразмерных частиц карбидной фазы.

Кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита под действием внешней нагрузки в объеме материала, находящемся на расстоянии ~250 мкм, деформируются с одновременным распадом твердого раствора и превращением остаточного аустенита. Это приводит к формированию вдоль границ кристаллов мартенсита прослоек цементита. Кристаллы мартенсита сохраняют свою форму.

Следующим этапом разрушения мартенситной структуры, выявляемым в слоях, расположенных на глубине 160...210 мкм, является исчезновение кристаллов мартенсита, очевидно, в результате протекания процесса рассыпания разделяющих их границ. В этом случае формируются объемы α-фазы (зерна), содержащие некоторое количество границ бывших кристаллов мартенсита (рис. 2).

Пластинчатый мартенсит, кристаллы которого разделены большеугловыми границами, реагирует на термомеханические воздействия несколько иным образом. Исследования показали, что в объеме кристаллов мартенсита образуются фрагменты, размеры которых уменьшаются, а разориентировка возрастает по мере приближения к поверхности валка. На заключительной стадии, характеризующейся практически полным разрушением пластин мартенсита, как отдельных элементов структуры, наблюдается образование областей с зеренно-субзеренной структурой.

После эксплуатации валка формирующаяся в поверхностном слое структура α-фазы может быть отнесена к субмикрокристаллической. Под действием термомеханической нагрузки средние размеры кристаллитов увеличиваются до 100...150 нм.

Судя по микроэлектронограмме, зерна субмикрокристаллического феррита содержат включения второй фазы – частицы цементита (рис. 3, *б*). Зерна аустенита в исследованном объеме валка после эксплуатации методами электронной микроскопии тонких фольг не обнаружены.

В обобщенном виде результаты фазового анализа плазменно-упрочненных валков после эксплуатации приведены в табл. 4, 5. При сравнении с данными табл. 2, 3 видно, что при эксплуатации происходит выравнивание структурно-фазового состояния материала по глубине.

Одним из основных структурных элементов чугуна после эксплуатации валков на прокатном стане является мартенсит отпуска. Границы раздела кристаллов мартенсита являются источниками полей напряже-

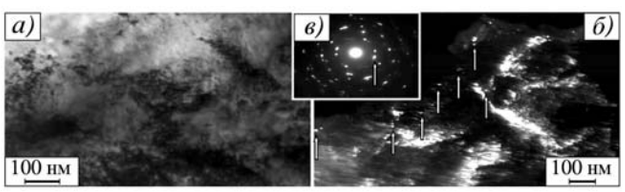

Рис. 2. Преобразования пакетного мартенсита в процессе эксплуатации чугунного валка, подвергнутого плазменному упрочнению:
а – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе [122]Fe_3C+[110]α-Fe; *в* – микроэлектронограмма к (*а*) (стрелкой указан рефлекс темного поля). На (*б*) стрелками указаны частицы цементита, расположенные на дислокациях и вдоль границ кристаллов мартенсита отпуска

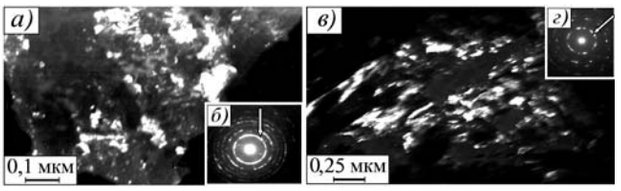

Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры чугуна, формирующейся в результате плазменной обработки (*а*, *б*) и последующей эксплуатации валка на прокатном стане (*в*, *г*):

а, *в* – темные поля, полученные в рефлексе [110]α-Fe; *б*, *г* – микроэлектронограммы к (*а*) и (*в*) (стрелками указаны рефлексы темного поля)

ний, о чем свидетельствует наличие изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях. Как правило, минимальная толщина контура наблюдается у границы раздела кристаллов, максимальная – в центре кристаллов; несколько реже фиксируются поля, изменяющиеся более сложным образом.

Вблизи границы раздела кристаллов мартенсита толщина контура минимальна и меняется в интервале от h_1 = 60 нм до h_2 = 250 нм; следовательно, $\chi_1 = 28{,}3\cdot10^2$ рад/см, $\chi_2 = 6{,}8\cdot10^2$ рад/см; отсюда получаем: σ_1 = 706 МПа, σ_2 = 346 МПа.

В центральной части кристаллов мартенсита данные характеристики будут иметь следующие значения: от h_1 = 200 нм до h_2 = 715 нм; $\chi_1 = 8{,}5\cdot10^2$ рад/см, $\chi_2 = 2{,}4\cdot10^2$ рад/см; σ_1 = 387 МПа, σ_2 = 206 МПа.

На рис. 4, *а* приведено электронно-микроскопическое изображение структуры кристаллов пакетного мартенсита (реек). Так же как в и пластинчатом мартенсите, в объеме реек присутствуют изгибные экстинкционные контуры, пересекающие, как правило, кристалл перпендикулярно его границам.

В зависимости от условий сопряжения на границе раздела соседних кристаллов поля напряжений в них могут изменяться в достаточно широком интервале. Один из возможных вариантов такого сопряжения приведен на рис. 4, *а*, а его анализ – на рис. 4, *б*.

4. Фазовый состав чугуна после эксплуатации валка

Расстояние анализируемого слоя от поверхности, мкм	Фазовый состав
0,5	α-железо, цементит вторичный
50	
160	α-железо, цементит вторичный, графит
210	α-железо, цементит первичный, цементит вторичный, графит
260	
1100	α-железо, цементит первичный, графит

5. Морфологический состав чугуна после эксплуатации валка

Расстояние анализируемого слоя от поверхности, мкм	Морфологический состав
0,5	Зерна и субзерна феррита, цементит вторичный
50	Зерна и субзерна феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, цементит вторичный
160	Зерна и субзерна феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, цементит вторичный, зерна графита
210	Зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, зерна (глобулы) цементита первичного, цементит вторичный, зерна графита
260	Зерна структурно свободного феррита, мартенсит пластинчатый и пакетный, перлит, зерна (глобулы) цементита первичного, цементит вторичный, зерна графита
1100	Зерна структурно свободного феррита, зерна перлита, зерна (глобулы) цементита первичного, зерна графита

Исследования показали, что сопряжение с кристаллом № 1 приводит к следующим результатам: h = 84 нм; следовательно, $\chi = 20{,}2\cdot10^2$ рад/см и σ = 600 МПа; сопряжение с кристаллом № 2 – h = 144 нм; $\chi = 11{,}8\cdot10^2$ рад/см; σ = 456 МПа.

На рис. 5, *а* приведено электронно-микроскопическое изображение зерна цементита, контактирующего с зерном феррита. Вдоль границы раздела формируется серия изгибных экстинкционных контуров, указывающих на изгиб-кручение кристаллической решетки цементита. Отчетливо видно, что в объеме зерна цементита поперечные размеры (толщина) контура минимальны у границы раздела с зерном феррита и плавно увеличиваются по мере удаления от данной границы (рис. 5, *б*). Это означает, что кривизна-кручение кристаллической решетки цементита и, следовательно, амплитуда дальнодействующих полей напряжений будут максимальными у границы зерна цементита и минимальными – в его центральной области.

Максимальный уровень полей напряжений был зафиксирован в приповерхностном слое валка в структуре наноразмерных зерен феррита. Эксплуатация валка на прокатном стане приводит под термомеханическим воздействием к увеличению средних размеров зерен, однако релаксацией дальнодействующих полей напряжений это не сопровождается.

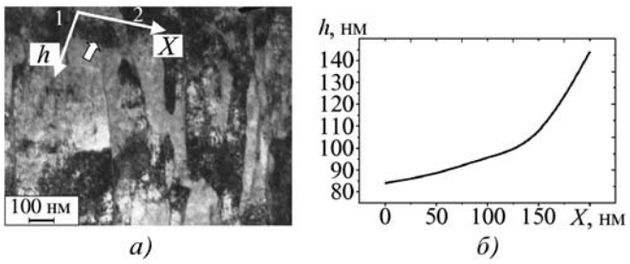

Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение кристаллов пакетного мартенсита (*а*) и зависимость толщины *h* изгибного экстинкционного контура от расстояния *X* до границы раздела кристаллов мартенсита (*б*). Изгибный контур указан стрелкой

Поперечные размеры изгибных экстинкционных контуров практически не изменяются, изменяясь в интервале h = 10...20 нм. Следовательно, при h_{min} = = 10 нм; $\chi = 170 \cdot 10^2$ рад/см и σ = 1730 МПа; h_{max} = = 20 нм; $\chi = 85 \cdot 10^2$ рад/см; σ = 1225 МПа.

Анализ обобщенных результатов (табл. 6) показал, что источниками дальнодействующих полей напряжений в исследуемом материале, как и в случае валков, не подвергавшихся эксплуатации, являются внутрифазные и межфазные границы раздела.

Максимальный уровень дальнодействующих полей напряжений в структуре поверхностного слоя, а именно в структуре зерен феррита нанокристаллических размеров, составляет σ = 1730 МПа. Однако величина их несколько ниже по сравнению с плазменно-упрочненным чугуном (σ = 2450 МПа). Данный структурный элемент наиболее опасен с точки зрения формирования в чугуне микротрещин.

Минимальный уровень полей напряжений (σ = = 245 МПа) зафиксирован в зернах структурно свободного феррита. Отметим, что величина данных полей близка к величине полей напряжений зерен феррита плазменно-упрочненного чугуна (σ = 350 МПа).

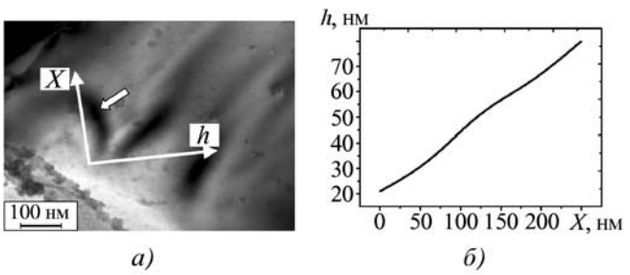

Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение зерна цементита (*а*) и зависимость толщины *h* изгибного экстинкционного контура от расстояния *X* до границы раздела зерен цементита и феррита (*б*). Изгибный контур указан стрелкой

6. Анализ кривизны-кручения кристаллической решетки и дальнодействующих полей напряжений

Структурные элементы	h, нм	χ, 10^2 рад/с	σ, МПа
Зерна структурно свободного феррита	230...500	3,4...7,4	245...360
Пакетный мартенсит	84...144	11,8...20,2	456...600
Пластинчатый мартенсит	60...200	8,5...28,3	387...706
Перлит пластинчатый	31...108	15,7...55	526...985
Наноразмерные зерна феррита	10...20	85...170	1225...1730

Выводы

Таким образом, в процессе эксплуатации плазменно-упрочненного чугунного валка при прокатке происходит выравнивание структурно-фазового состояния материала по глубине.

Проведен анализ эволюции дальнодействующих полей напряжений, формирующихся в разных сечениях валка при прокатке.

Показано, что поля напряжений максимальной величины формируются в поверхностном слое в структуре нанокристаллических зерен феррита.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Шахпазов Е.Х., Глезер А.М.** Перспективы применения наноматериалов в черной металлургии // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. № 1. С. 66–68.

2. **Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю. и др.** Влияние плазменной обработки поверхности на структуру и твердость чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 6. С. 34–37.

3. **Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю. и др.** Структурно-фазовые состояния валков после плазменного упрочнения и эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2006. № 8. С. 63–67.

4. **Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. и др.** Повышение стойкости горизонтальных чугунных валков сортопрокатного стана 450 // Сталь. 2005. № 6. С. 89–91.

5. **Теплякова Л.А., Игнатенко Л.Н., Касаткина Н.Ф. и др.** Закономерности пластической деформации стали со структурой отпущенного мартенсита // Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы. Томск: ТГУ, 1997. С. 26–51.

6. **Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др.** Физика и механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997. 293 с.

7. **Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др.** Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций. Л.: ФТИ, 1994. С. 161–164.

Олег Юрьевич Ефимов, канд. техн. наук;
Юрий Федорович Иванов, д-р физ.-мат. наук;
Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук;
Сергей Валерьевич Коновалов, канд. техн. наук

Д.К. Фигуровский *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Горячая деформация слитков сплава МНЦ15-20, полученных с использованием электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации

Представлены результаты влияния электромагнитного перемешивания сплава МНЦ15-20 в процессе кристаллизации на повышение качества прокатки литых заготовок.

The results of influence of electromagnetic stirring on improvement of quality rolling casting of alloy MNTs15-20 during crystallization are submitted.

Ключевые слова: структура; сплав; кристаллизация; прокатка; электромагнитное перемешивание; литье; равноосные зерна; столбчатые зерна; трещина; рекристаллизация; пластичность; деформация; напряжение; разрушение; дислокации.

Key words: structure; alloy; crystallization; rolling; electromagnetic stirring; cast; equiaxed grains; columnar grains; crack; recrystallization; plasticity; deformation; stress; fracture; dislocations.

Структура сплавов, сформированная в процессе кристаллизации, оказывает важнейшее влияние на механические, технологические и эксплуатационные свойства сплавов.

Выполненная работа посвящена изучению влияния литой зеренной структуры сплава МНЦ15-20 на механические свойства и технологичность сплава на стадии горячей деформации при получении полуфабрикатов.

При производстве полуфабрикатов для проволочной заготовки из сплава МНЦ15-20 (нейзильбер) одной из важнейших технологических проблем является растрескивание слитков в процессе горячей прокатки рис. 1 , что приводит к достаточно высоким показателям брака. Появление трещин на поверхности литой заготовки может быть обусловлено двумя основными причинами: структурой литого сплава и особенностями развития деформации при прокатке.

Структура слитков сплава МНЦ15-20, полученного методом полунепрерывного литья, неоднородна и состоит из трех зон, в которую входят равноосные и столбчатые кристаллы.

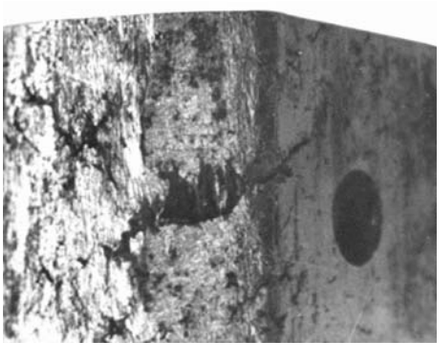

Рис. 1. Поверхностные трещины после горячей прокатки слитка из сплава МНЦ15-20 на сортовом стане (первый проход)

Анализ развития поверхностных трещин на слитках нейзильбера после высокотемпературной деформации показал, что разрушение происходит вдоль межзеренных границ рис. 2. Следует отметить, что вдоль границ кристаллов, по которым произошло разрушение, т.е. вдоль трещины развивается процесс рекристаллизации, образуется цепочка мелких равноосных зерен. В то же время основная часть матрицы, которая была подвержена тем же силовым воздействиям, оказалась нерекристаллизованной.

В соответствии с технологической схемой получения проволочной заготовки из нейзильбера, выплавленного методом полунепрерывного литья, слитки подвергают горячей деформации при температуре (920±20) °С на проволочно-прокатном стане.

Прокатка круглых слитков в калибровочных валках, имеющих прямоугольную форму, протекает в условиях действия неравномерной деформации по сечению слитка, которая может приводить к появлению сетки трещин на поверхности деформируемой заготовки.

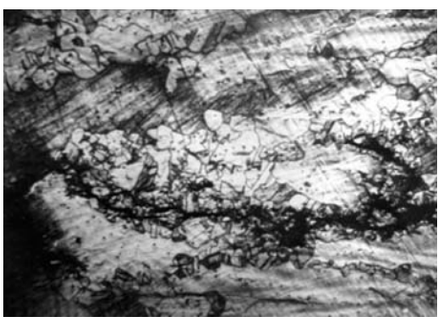

Рис. 2. Микроструктура распространения трещины в горячедеформированном сплаве МНЦ15-20. ×80

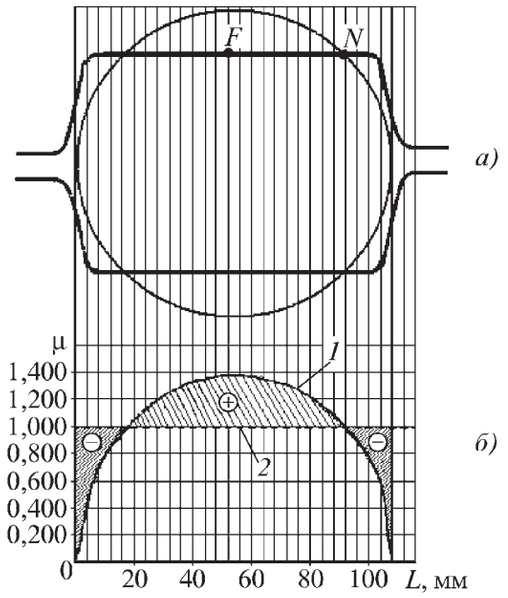

Рис. 3. Неравномерность деформации при прокатке:
а – прокатка круглого слитка в прямоугольном калибре; *б* – диаграмма вытяжек для прокатки круглого слитка в прямоугольном калибре (*1* – μ_i; *2* – $\mu_{ср}$)

При прокатке прямоугольного профиля из круглой заготовки (рис. 3, *а*) высотное обжатие неодинаково по ширине: наибольшее обжатие имеют центральные части круглой заготовки. В результате в кромках прокатанной плоской заготовки могут возникать дополнительные растягивающие напряжения (–), а в центральных слоях – дополнительные сжимающие напряжения (+).

Для слитка сплава МНЦ15-20 диаметром 108 мм, прокатанного в прямоугольном калибре сечением 110×78 мм (первый проход), был проведен расчет коэффициента вытяжки $\mu_{ист}$ (истинная вытяжка в данных сечениях) по сечению заготовки через каждые 5 мм (см. рис. 3)

$$\mu_{ист} = \frac{H_i}{h}, \qquad (1)$$

где h – высота профиля калибра (h = 78 мм); H_i – высота профиля круглой заготовки по сечению (хорда через каждые 5 мм сечения круга).

Поскольку круглая заготовка представляет собой сплошное тело, то фактическая вытяжка при прокатке круглого сечения в прямоугольное определяется соотношением площадей

$$\mu_{ср} = \frac{F_0}{F_1}, \qquad (2)$$

где $\mu_{ср}$ – среднее значение вытяжки заготовки; F_0 – площадь поперечного сечения литой заготовки; F_1 – площадь поперечного сечения калибра.

Результаты, приведенные на рис. 3, свидетельствуют о том, что в результате неравномерной деформации каждая элементарная полоса (условное разделение сечения круглого слитка), подвергаясь пластической деформации, могла бы получить свою естественную вытяжку, если бы отсутствовало выравнивающее действие вследствие монолитности круглой заготовки.

Таким образом, в слоях металла *F*, испытывающих большую вытяжку, возникают сжимающие дополнительные напряжения, знак которых (+) отвечает уменьшению естественной вытяжки до $\mu_{ср}$, а в слоях *N*, испытывающих меньшую вытяжку, возникают дополнительные растягивающие напряжения, знак которых (–) отвечает увеличению естественной вытяжки до $\mu_{ср}$.

Результаты полученных сравнительных расчетов рис. 3 достаточно наглядно показывают, что в краевой зоне слитка глубиной приблизительно до 15...20 мм при горячей деформации прокаткой возникают растягивающие напряжения, которые создают благоприятные условия для образования трещин и развития хрупкого разрушения.

Таким образом, структура краевой области слитка, сформированная в процессе кристаллизации, определяет возможность сопротивления действию растягивающих напряжений в этой зоне.

Как известно, наиболее благоприятной структурой, обеспечивающей сопротивление растягивающим напряжениям и в определенной степени повышающей пластичность материала, является равноосная мелкозернистая структура. В то же время, структура слитков сплава МНЦ15-20, в которых наблюдается появление поверхностных трещин, достаточно разнородна (рис. 4, *а*), а краевая зона преимущественно состоит из столбчатых зерен.

Как было показано в [1, 2], использование электромагнитного перемешивания (ЭМП) в процессе

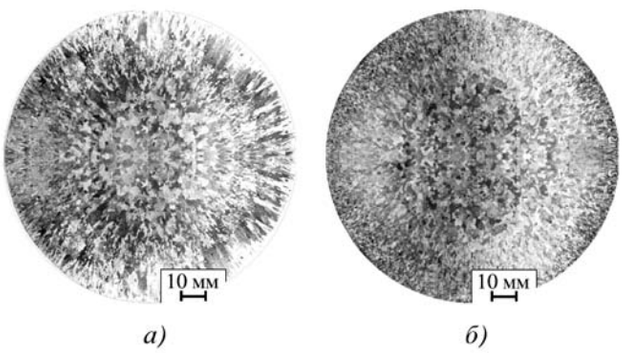

Рис. 4. Структура слитков сплава МНЦ15-20, выплавленного без ЭМП (*а*) и с применением ЭМП в процессе кристаллизации (*б*)

кристаллизации позволяет регулировать протяженность зоны столбчатых кристаллов, уменьшая или даже устраняя эту зону из структуры слитка, а также оказывать влияние на размер столбчатых и равноосных зерен.

Таким образом, повышение пластичности литого сплава МНЦ15-20 может быть обеспечено в результате применения ЭМП в процессе кристаллизации благодаря повышению структурной однородности сплава, диспергированию зерен и значительному повышению доли равноосных зерен.

Для анализа влияния литой структуры нейзильбера на высокотемпературную пластичность были выбраны слитки, выплавленные по стандартной технологии без применения ЭМП, и слитки, выплавленные с использованием ЭМП.

Структура краевой зоны слитков, выплавленных без ЭМП, преимущественно состоит из столбчатых кристаллов (более 50 %), а центральная зона – в основном из крупных равноосных кристаллов (см. рис. 4, *а*). Использование ЭМП в процессе кристаллизации обеспечивает получение в краевой и центральной зонах более однородной и преимущественно мелкозернистой структуры (см. рис. 4, *б*).

Сравнительные результаты изменения размера зерна *d* по сечению литой заготовки сплава МНЦ15-20 представлены на рис. 5.

Для оценки влияния структурных зон на высокотемпературную пластичность литого сплава МНЦ15-20 были вырезаны образцы из краевой и центральной зон слитков. Слитки, выплавленные с ЭМП, имели преимущественно равноосную структуру в краевой и центральной зонах. В слитках, полученных

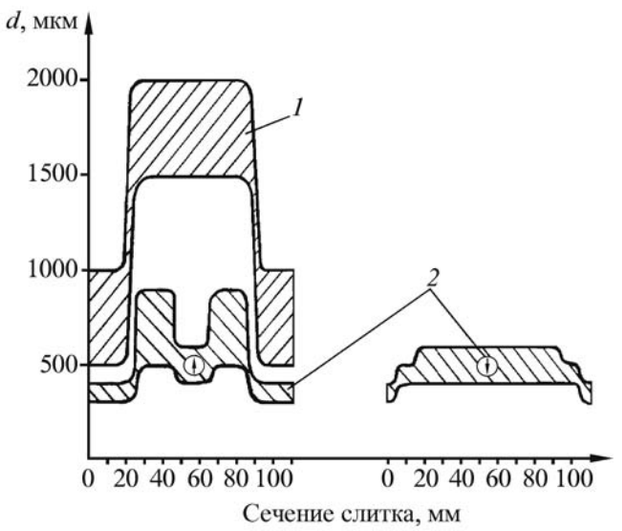

Рис. 5. Распределение среднего размера зерен по сечению слитка сплава МНЦ15-20, выплавленного без ЭМП (*1*) и с применением ЭМП (*2*) ($U_{лин}$ = 215 В, направление электромагнитного поля, совпадающее с направлением вытягивания слитка (↓) и не совпадающее (↑))

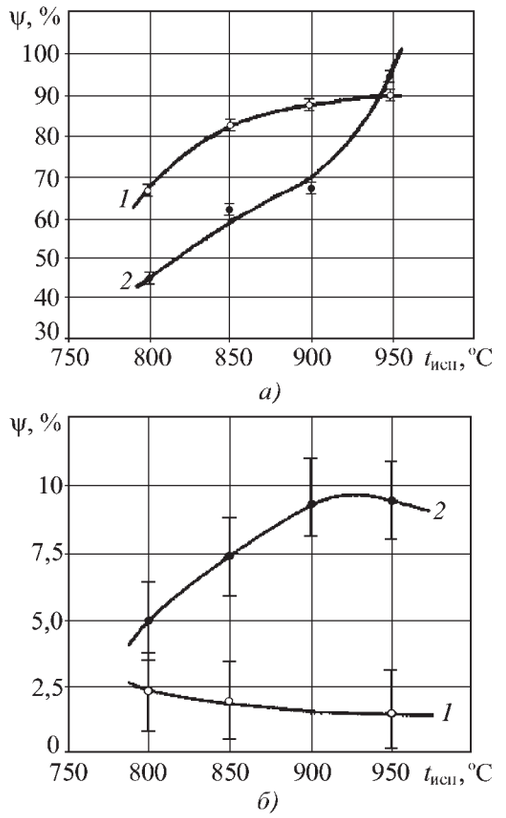

Рис. 6. Пластичность литого сплава МНЦ15-20 в краевой (*1*) и центральной (*2*) зонах слитков, выплавленных различными способами:

а – с применением ЭМП (равноосная структура); *б* – без ЭМП (столбчатая структура)

без ЭМП, структура преимущественно состояла из столбчатых кристаллов. Результаты испытаний приведены на рис. 6.

В том случае, когда в результате действия ЭМП сформировалась однородная равноосная мелкозернистая структура (см. рис. 4, *б*) по всему сечению слитка, литой сплав МНЦ15-20 (см. рис. 6, *а*) обладает высокой пластичностью в краевой и центральной зонах. В литом сплаве без применения ЭМП краевая и центральная зоны, в которых преобладают крупные столбчатые кристаллы, отвечают крайне низким значениям пластичности (рис. 6, *б*).

После высокотемпературных испытаний на растяжение было проведено исследование микроструктуры места разрушения образцов, полученных с использованием ЭМП и без него (рис. 7, 8).

В сплаве, имеющем после ЭМП в процессе кристаллизации равноосную структуру, разрушение носит вязкий характер и происходит обычно после значительной деформации. Это подтверждается образованием шейки (см. рис. 7). В то же время, как видно из рис. 7, деформация образцов при повышенных температурах сопровождается рекристаллизацией, причем

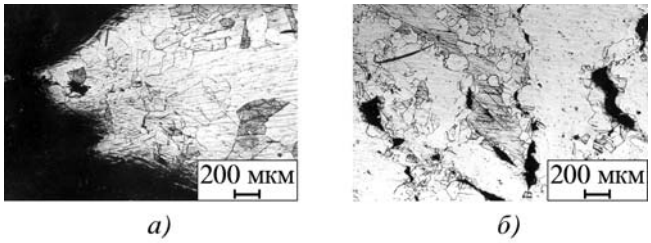

Рис. 7. Микроструктура характера разрушения сплава МНЦ15-20 с равноосной структурой при высокотемпературной деформации ($t_{исп}$ = 900 °С):
а – в месте разрушения; *б* – на расстоянии 10 мм от места разрушения

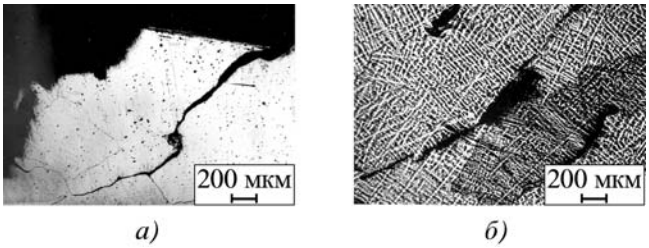

Рис. 8. Микроструктура характера разрушения сплава МНЦ15-20 со столбчатой структурой при высокотемпературной деформации ($t_{исп}$ = 900 °С):
а – в месте разрушения; *б* – на расстоянии 10 мм от места разрушения

вначале в областях, расположенных вдоль старых границ, что указывает на интенсивное прохождение деформации в приграничных зонах.

В сплаве, структура которого состоит в основном из столбчатых кристаллов, подобные процессы развития деформации и последующей рекристаллизации практически не происходят. Разрушение в этом случае хрупкое и носит межзеренный характер (см. рис. 8) – трещины расположены по границам зерен при всех температурах испытания.

Несомненный интерес представляют результаты, полученные по оценке разупрочнения сплава с равноосной и столбчатой структурами. Степень разупрочнения после разрушения, оцениваемая по величине ΔH:

$$\Delta H = H_1 - H_2, \qquad (3)$$

где H_1 – микротвердость вблизи места разрушения; H_2 – микротвердость на расстоянии 20 мм от места разрушения. Для сплава с равноосными зернами $\Delta H \le 0$ ($\Delta H = 100 - 128 = -28$), а для сплава со столбчатыми зернами $\Delta H \ge 0$ ($\Delta H = 128 - 120 = 8$).

Таким образом, для сплава с равноосной мелкозернистой структурой степень разупрочнения – величина отрицательная. Это свидетельствует об интенсивном разупрочнении вблизи места разрушения. Для сплава со столбчатыми кристаллами, где $\Delta H > 0$, имеет место даже некоторое упрочение зоны, примыкающей к области разрушения. Более высокие значения пластичности сплава с равноосными зернами, по всей вероятности, связаны со способностью материала к активному развитию процессов разупрочнения.

Известно [3], что если при деформации имеет место миграция границ или рекристаллизация, то разрушение по границам зерен затрудняется. Миграция зерен или рекристаллизация способствует релаксации локальных напряжений, возникающих в результате проскальзывания по границам, поэтому условия зарождения и последующего роста трещин затрудняются.

Исходя из полученных результатов влияния структуры поверхностных зон на характер деформации сплава МНЦ15-20 при растяжении, представляет интерес рассмотреть поведение слитков с различным сочетанием столбчатых и равноосных зерен.

Анализ структуры металла, разрушившегося при горячей деформации, показал, что в этом случае рекристаллизация при нагреве под горячую прокатку не происходит в поверхностных и в центральных участках слитков (контрольные образцы для структурного анализа нагревали одновременно со слитками) (рис. 9).

Как правило, это наблюдается в том случае, когда структура литого сплава, особенно его краевая зона, состоит из грубых столбчатых зерен со средним размером в поперечном направлении 600...800 мкм. Уменьшение размера столбчатых зерен в поверхностной зоне слитка до 300...400 мкм и появления в ней равноосных зерен приводит к развитию рекристаллизационных процессов при нагреве под горячую деформацию.

Когда структура поверхностной зоны слитка глубиной до 20 мм, преимущественно состоит из одно-

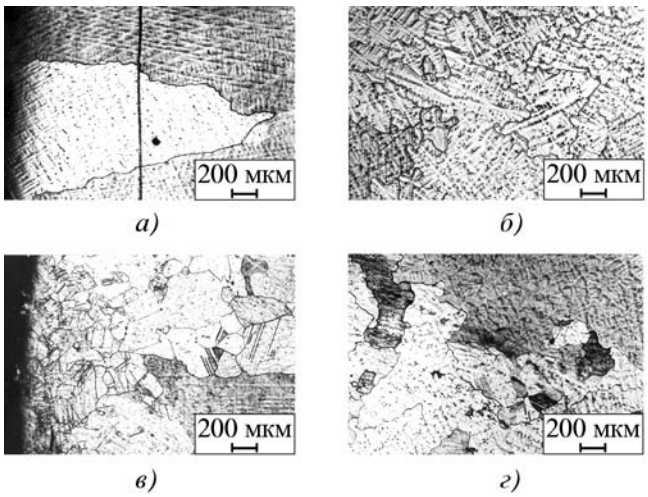

Рис. 9. Микроструктура сплава МНЦ15-20 со столбчатыми кристаллами после нагрева при 900 °С, 1 ч:
а, б и *в, г* – размер столбчатых кристаллов соответственно 600...800 и 300...400 мкм; *а, в* – краевая зона слитка; *б, г* – центральная зона слитка

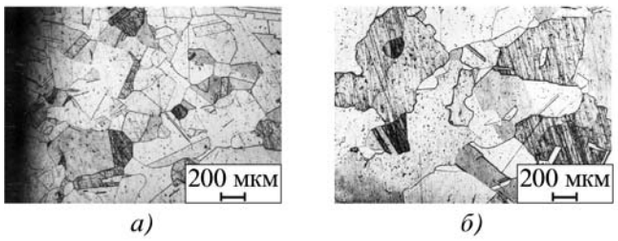

Рис. 10. Микроструктура сплава МНЦ15-20 с равноосными кристаллами после нагрева при 900 °С, 1 ч:
а – краевая зона слитка; *б* – центральная зона слитка

родной равноосной мелкозернистой структуры, которая была сформирована при кристаллизации под действием ЭМП, горячая прокатка сплава проходит практически без поверхностного растрескивания, а в структуре наблюдается активное развитие рекристаллизации при нагреве под горячую деформацию (рис. 10).

Общее измельчение структуры, включающей в себя равноосные и столбчатые зерна, не всегда обеспечивает достижение высокой пластичности слитков в температурном интервале горячей деформации.

Литой сплав имеет высокую пластичность и прокатка его проходит практически без образования поверхностных трещин в том случае, когда краевая зона слитка (15...20 мм) состоит в основном из равноосных зерен, общая доля которых в этой зоне составляет не менее 80...85 %.

В том случае когда краевая зона слитка состоит в основном из столбчатых кристаллов (более 50 % от общей доли зерен), пластичность такой заготовки низкая, и на поверхности слитков образуются поверхностные трещины.

Характер структуры слитка, определяющийся условиями кристаллизации, оказывает решающее влияние на поведение сплава при последующих процессах термомеханической обработки. Склонность к активному развитию рекристаллизации в сплаве МНЦ15-20 и повышению пластичности сплава при высокотемпературной деформации подтверждается результатами работы [4].

На основе электронно-микроскопических исследований показано, что структура сплава МНЦ15-20, выплавленного с использованием ЭМП в процессе кристаллизации, в значительной степени отличается от таковой после обычной кристаллизации: во-первых, наблюдается повышенная плотность дислокаций во всех областях слитках (периферийная и центральная), во-вторых, плотность дислокаций в краевых участках слитка значительно выше, чем в центральных и, кроме того, в структуре краевой зоны слитка обнаружены локальные участки – колонии субграниц с повышенной плотностью дислокаций.

Наблюдаемые особенности дислокационной структуры сплава МНЦ15-20, по всей вероятности, могут быть одной из основных причин, приводящих к более раннему развитию процессов рекристаллизации в литом сплаве, которые обеспечивают повышение пластичности литой заготовки при высокотемпературной деформации.

Выводы

1. Показано, что при прокатке слитка сплава МНЦ15-20 диаметром 108 мм в краевой зоне глубиной 15...20 мм возникают растягивающие напряжения, понижающие пластичность сплава и способствующие хрупкому разрушению поверхности заготовки.

2. Установлено, что ЭМП в процессе кристаллизации обеспечивает формирование однородной равноосной структуры в краевой зоне слитка, которая приводит к развитию рекристаллизационных процессов и повышению пластичности сплава при высокотемпературной деформации.

3. В сплаве МНЦ15-20 с равноосной зеренной структурой, полученной с использованием ЭМП, разрушение после высокотемпературной деформации носит вязкий характер с образованием шейки.

4. Установлено, что сплав МНЦ15-20 в литом состоянии имеет высокую пластичность и горячая прокатка проходит без образования поверхностных трещин в том случае, когда краевая зона состоит преимущественно из равноосных кристаллов, общая доля которых составляет не менее 80...85 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фигуровский Д.К.** Применение магнитогидродинамических технологий для управления процессами структурообразования при кристаллизации сплавов на основе меди // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 10. С. 3–9.

2. **Charles Vives.** Effects of magnetically forced convection during the crystallization in mould of alluminium alloys // Journal of Crystal Growth. 1989. 94. P. 739–750.

3. **Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М.** Структура и свойства сплавов. М.: Металлургия, 1993. 418 с.

4. **Фигуровский Д.К.** Влияние воздействия электромагнитного поля в процессе кристаллизации на формирование структуры нейзильбера // Цветные металлы. 2007. № 2. С. 121–125.

Дмитрий Константинович Фигуровский,
канд. техн. наук

С.Я. Иванов *(ООО "Лукас–золото", Москва)*

Влияние температуры заливки на усадочные процессы при литье золотосодержащих сплавов

Рассмотрено влияние температуры на усадочные процессы при изготовлении заготовок методом литья по выплавляемым моделям. Проведены эксперименты, которые показали незначительное различие усадки при разных температурных режимах.

The effect of temperature on shrinkage processes is considered at production of blanks by investment casting. Experiments have shown low difference of shrinkage at different temperature conditions.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям; усадка; ювелирное производство; экспериментальные данные.

Key words: investment casting; shrinkage; jewellery production; experimental data.

В ювелирном производстве огромную роль играют усадочные процессы при изготовлении отливок методом литья по выплавляемым моделям (ЛВМ). Например, при изготовлении колец разного размера делается шкала – размерный ряд мастер-моделей – с которой снимаются резиновые пресс-формы, и затем получают выплавляемые модели разного внутреннего диаметра. Не все кольца имеют одинаковую температуру заливки и не всегда возможно изготовить модельный блок из одного типа отливок. Для одних отливок температура заливки будет завышена, а для других – минимальна. Следовательно, возникает вопрос: как влияет температура заливки на усадку сплава? Для дальнейшего понимания эксперимента необходимо дать понятие усадки.

Усадкой называется уменьшение объема и линейных размеров отливки в процессе ее формирования, а также охлаждения с температуры заливки до температуры окружающей среды.

Различают усадку в жидком, твердо-жидком и твердом состояниях.

На все виды усадки влияет температура заливки. Для оценки этого влияния провели эксперимент: изготовили ряд одинаковых моделей и заливали их на одном сплаве с разными температурами заливки.

Рис. 1. Эскизы колец артикулов 1595, 1734, 1391

Затем, измерив внутренний диаметр модели и внутренний диаметр полученных отливок, оценили влияние температуры заливки на литейную усадку. Тем самым определили диапазон температур, где влияние температуры заливки на усадочные процессы при ЛВМ будет минимальным.

Для снижения стоимости эксперимента были взяты готовые модели колец, имеющие следующие артикулы: 1595, 1734, 1391 (рис. 1).

Заливаемый расплав – сплав белого золота 585-й пробы. Температуры заливки были выбраны таким образом, чтобы перекрыть весь возможный диапазон температур заливки реальных ювелирных изделий.

Температура заливки первой плавки составляла 1050 °С, второй – 1000 °С, третьей – 950 °С. Температура формы была постоянной – 600 °С.

Для повышения точности экспериментов были изготовлены по три кольца каждого артикула.

Измерение колец производили согласно рис. 2.

Вычисление усадки производили по следующей формуле:

$$\Delta L = L_{мод} - L_{отл};$$

$$\Delta = \frac{(L_{мод} - L_{отл})}{L_{мод}} \cdot 100 = \frac{\Delta L}{L_{мод}} \cdot 100,$$

где ΔL – разность между размером модели и отливки, мм; Δ – относительное значение усадки, %.

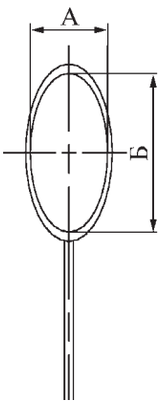

Рис. 2. Чертеж отливки с питателем

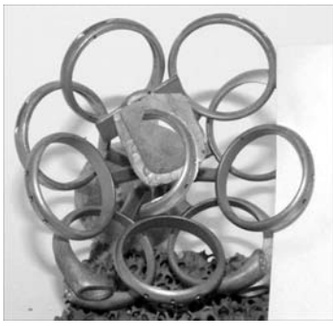

Рис. 3. Блок отливок из сплава белого золота 585-й пробы

Отлитые блоки показаны на рис. 3.

Внутренние диаметры моделей и полученных отливок приведены в таблице.

Из таблицы видно, что литейная усадка практически одинакова при разных температурах заливки, причем на разных конфигурациях отливок.

Данное явление можно объяснить тем, что литейную усадку скомпенсировали хорошее питание отливок и высокая прочность формы, которая "тормозила" усадку.

Внутренние диаметры моделей и отливок

Температура, °С		Размеры изготовленной шкалы, мм (материал: сплав серебра 925-й пробы)			Полученные размеры отливок, мм (материал: сплав золота 585-й пробы (белый))			Значение вычисленной усадки (материал: сплав золота 585-й пробы (белый))	
заливки	формы	А	Б	Среднее значение	А	Б	Среднее значение	абсолютное, мм	относительное, %
Модель 1595									
1050	600	18,68	18,67	18,68	17,96	17,89	17,93	0,75	4,01
					17,97	17,92			
					17,94	17,88			
1000					17,95	17,88	17,92	0,76	4,04
					17,97	17,93			
					17,92	17,87			
950					17,96	17,88	17,93	0,75	4,02
					17,99	17,87			
					17,98	17,87			
Модель 1734									
1050	600	18,98	18,96	18,97	18,26	18,15	18,19	0,78	4,11
					18,25	18,15			
					18,22	18,11			
1000					18,24	18,15	18,21	0,76	3,99
					18,24	18,24			
					18,22	18,19			
950					18,29	18,16	18,20	0,77	4,07
					18,27	18,13			
					18,22	18,12			
Модель 1391									
1050	600	18,61	18,64	18,63	17,83	17,81	17,82	0,81	4,35
					17,84	17,81			
					17,81	17,79			
1000					17,82	17,81	17,83	0,79	4,26
					17,86	17,82			
					17,83	17,85			
950					17,82	17,85	17,84	0,79	4,23
					17,80	17,83			
					17,85	17,87			

Сергей Яковлевич Иванов, зам. начальника производства

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **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 28.07.08 г. Подписано в печать 26.09.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,27. Заказ 1047. 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.