ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 5 май 2017

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Десницкий В.В., Матвеев И.А., Десницкая Л.В. Применение САПР для стальных отливок 195
Чеберяк О.И., Чувагин Н.Ф. Опыт технических решений по устранению пригара в ООО "Метмаш" 200
Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Применение плазменной резки с добавлением воды в судостроительном корпусообрабатывающем производстве 203

Кузнечно-штамповочное производство

Кострюков А.А., Щедрин А.В., Алёшин В.Ф., Климочкин К.О., Есов В.Б. Совершенствование способа воздействия на обрабатываемый материал в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования 211
Чудин В.Н. Процесс горячей раздачи при вязкопластическом деформировании. 217

Прокатно-волочильное производство

Шапарев А.В., Савин И.А. Расчет деформации, необходимой для образования соединения слоев при совместной холодной прокатке стали 18ЮА и латуни Л90 220

Материаловедение и новые материалы

Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В., Клочков Г.Г. Влияние кальция на анизотропию механических свойств листов алюминиевого сплава типа авиаль 226
Кондратьев С.Ю., Швецов О.В. Эксплуатационные возможности бурильных труб из алюминиевых сплавов 1160 и 1953 231

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:
Академии проблем качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермета; ВНИИМЕТМАШа; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "Сплав"

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 5 May 2017

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Desnitsky V.V., Matveev I.A., Desnitskaya L.V. Computer-aided engineering system for steel castings 195
Cheberyak O.I., Chuvagin N.F. Experience of technical solutions to eliminate of burnt-on sand in "Metmash" LLC 200
Lebedev V.A., Goloborod'ko Zh.G., Dragan S.V. Application of plasma cutting with addition of water in shipbuilding hull production 203

Forging and Stamping Production

Kostryukov A.A., Shchedrin A.V., Aleshin V.F., Klimochkin K.O., Esov V.B. Improvement of impact method on processed material in covering superficial plastic deformation methods 211
Chudin V.N. Hot expansion process in viscoplastic deformation 217

Rolling and Drawing Production

Shaparev A.V., Savin I.A. Calculation of deformation required for formation of compound layers at joint cold rolling of steel 18YuA and brass L90 220

Physical Metallurgy and New Materials

Gureeva M.A., Grushko O.E., Ovchinnikov V.V., Klochkov G.G. Effect of calcium on anisotropy of mechanical properties of aluminium alloy type avial sheets 226
Kondrat'ev S.Yu., Shvetsov O.V. Operational capabilities of drill pipes made of aluminium alloys 1160 and 1953 231

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2017

УДК 621.74:672.1

В.В. Десницкий, И.А. Матвеев, Л.В. Десницкая
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Применение САПР для стальных отливок

Рассмотрена возможность моделирования отливок сложной формы, обеспечивающего формирование свойств металла в изделии на стадии разработки технологии. Предложена методика расчета и анализа температурных условий затвердевания металла отливки, определяющая условия возникновения пористости в отливках сложной формы. Разработаны критерии для оценки тепловых условий направленности затвердевания и отвода тепла в литейную форму, позволяющие скорректировать технологические параметры процесса получения готовой отливки. Предложена методика, позволяющая экспериментальным методом определить температурную зависимость процесса затвердевания металла в литейной форме. Полученные данные позволяют с использованием численных методов расчета оценить качество металла отливки.

Ключевые слова: стальные отливки; моделирование технологических процессов; литейная пористость; затвердевание отливок; температурные поля.

The possibility of the modeling of irregular shape castings, providing formation of required properties of metal in product at stage of development of technology, is considered. The technique of calculation procedure and the analysis of temperature conditions of crystallization of cast metal, defining conditions of emergence of porosity in irregular shape castings, is offered. The criteria for assessment of thermal conditions of orientation of crystallization and heat removal in casting mould allowing correcting technological parameters of receiving process casting are developed. The technique, allowing by experimental method to define temperature dependence of crystallization process of metal in casting mould, is developed. The obtained data allow with use of numerical methods of calculation to estimate quality of metal of casting.

Keywords: steel castings; modeling of technological processes; foundry porosity, crystallization of castings; temperature fields.

Автоматизированное моделирование технологии изготовления деталей сложной конфигурации в настоящее время является наиболее перспективным, а в определенных случаях и единственно возможным при необходимости обеспечения высокого качества изделия [1—4].

Проектирование технологии получения отливок с помощью системы "Полигон" является наиболее достоверным и удобным в случае необходимости прогнозирования образования в изделии усадочных пустот. Далее доработку литейной технологии осуществляют традиционным способом. Затем вновь выполняют расчеты в системе "Полигон". Это повторяется необходимое число раз, пока не будет достигнуто отсутствие хотя бы основной части дефектов. Аналогом системы "Полигон" является ProCAST, где также выявляется расположение усадочных пустот (рис. 1, см. обложку).

Организация лучшего питания отливки традиционным способом, как показано в работе [5], сопровождается значительными сложностями. В связи с этим "ручная" корректировка технологии в этом случае неэффективна и точность расчета должна быть реализована

именно в реализации питания отливки, принцип которого изложен в работе [5].

Принципиальным в этом вопросе является вычисление параметров питания, которое зависит от ряда факторов, главный из которых — продолжительность затвердевания питаемого сечения. Отливка условно расчленяется на малые объемы, среди которых всегда рассматривается пара: питаемый и питающий объемы. Используя понятие временного градиента затвердевания (разница между временем затвердевания питающего и питаемого объемов деленная на время затвердевания питаемого объема и на расстояние между их центрами), можно определить его требуемое значение для хорошего питания детали по экспериментальной кривой (рис. 2).

Далее по временному градиенту вычисляют требуемое время затвердевания питающего объема. Характерно, что при уменьшении продолжительности затвердевания от 100 до 10 с происходит снижение требуемого временного градиента. Это связано с увеличением крутизны температурного поля в поперечном направлении. В результате на этом участке образуется баланс поперечного и продольного градиентов. Зафиксированное снижение требуемого временного градиента в указанном диапазоне продолжительности затвердевания создает благоприятные условия для формирования плотной отливки простейшими технологическими средствами. В этот диапазон, например, укладывается толщина отливки боковой рамы [6].

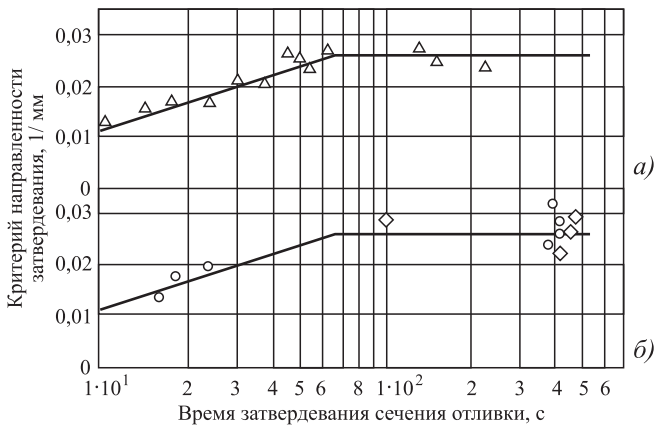


Рис. 2. Взаимосвязь критерия направленности затвердевания и времени затвердевания, обеспечивающая получение плотного металла с 0,1 % пористости:

△ — непосредственный замер в тонких отливках; ◇, ○ — непосредственный замер в L-образных отливках

Факторы, влияющие на продолжительность затвердевания и относительный временной градиент, могут быть определены в пределах каждого малого объема. Следовательно, при расчете условий питания отливки возможен учет различных технологических факторов, меняющихся во времени в ее объеме.

Целью работы является разработка методик и моделей для системы, которая самостоятельно рассчитывает и прорабатывает средства управления затвердеванием, оптимальные для конкретной отливки.

Моделирование технологии литья деталей сложной конфигурации. Эксперименты по изучению пористости в отливках в виде пластин одинаковой толщины при изменении в них степени направленности затвердевания показали, что постоянное значение пористости по длине отливки обеспечивается постоянным значением относительного временного градиента.

При увеличении толщины пластины для обеспечения одинакового значения пористости, измеряемого для всего сечения отливки, требуется меньшее, но постоянное значение временного градиента. Если толщина пластины и процент пористости по ее длине постоянны, то объем пор одинаков в каждом поперечном сечении. Следовательно, постоянному относительному временному градиенту соответствует постоянный объем пор в отливке.

Для обеспечения направленного затвердевания отливки необходимо, чтобы ее поперечному сечению соответствовал определенный временной градиент затвердевания, направленный в сторону прибыли. Значения временного градиента затвердевания, обеспечивающие высокую плотность литого материала, описаны зависимостью, приведенной на рис. 2. Этот временной градиент определен для различных значений времени затвердевания сечения отливки, которое определяется, главным образом, ее приведенным размером и температурой формы, соответствующей этому сечению.

Для тонкостенных отливок типа рабочих лопаток в практике зафиксировано дополнительное ограничение на скорость затвердевания, которое должно быть не более определенного значения. Это ограничение определено в виде минимального значения продолжительности затвердевания 10 с, ниже которого

для обеспечения плотного строения требуются более высокие градиенты затвердевания.

Оптимальный верхний предел продолжительности затвердевания составляет 100 с. В этом случае рациональная организация питания отливок типа рабочих лопаток выполняется методом создания в стенках керамической формы требуемого (расчетного) температурного поля перед заливкой ее металлом. Для реализации питания отливок, изготовляемых методом литья по выплавляемым моделям, вместо напуска рассчитывается повышение температуры в стенках формы.

Для выбранного сечения следует назначить время затвердевания, которое по данным исследований не должно быть меньше 10...13 с. Зная приведенный размер сечения отливки, определенный по чертежу, и время затвердевания, рассчитываем соответствующую температуру сечения формы.

Представленные на рис. 3 кривые хорошо фиксируют описанные явления для одномерного случая. Для трехмерного варианта приведены примеры ниже.

Для этого выбран следующий принцип разработки технологии. Для условий затвердевания и питания данной отливки рассчитываются необходимые количественные параметры. Затем под эти необходимые условия рассчитываются средства управления затвердеванием, которые могут обеспечивать его оптимальный режим. Этот принцип оформляется в виде системы проектирования и реализуется следующим образом.

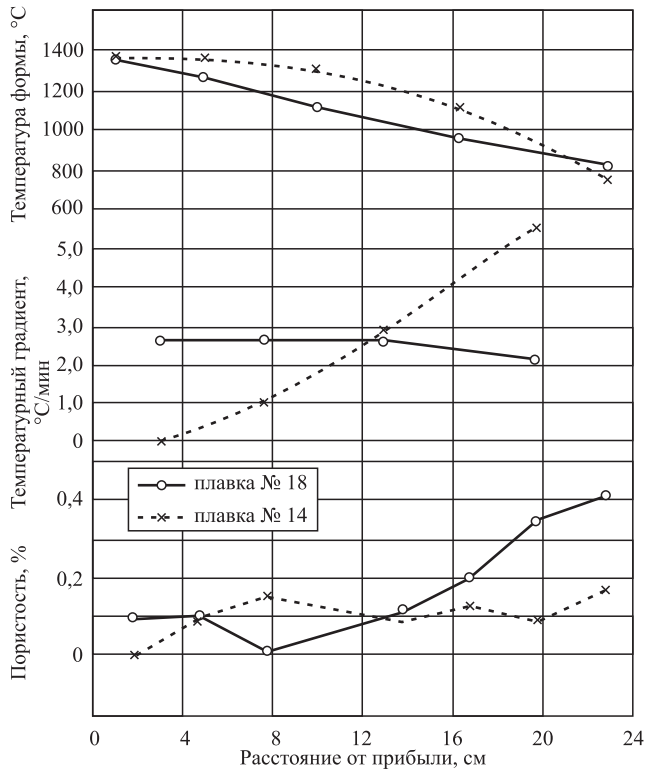


Рис. 3. Распределение температуры формы, температурного градиента в металле и пористости в залитой в равномерно нагретую форму отливке турбинной лопатки

Инженер-конструктор, разрабатывая трехмерную модель будущей детали, еще до окончания своей работы передает модель технологу-литейщику. На рис. 4 (см. обложку) представлена будущая деталь корпуса задвижки, которая является объектом исследования. На модели определены поверхности, подлежащие обязательной механической обработке (обозначены красным цветом), а остальные даны в предварительном виде, т.е. без литейных уклонов и радиусов. Представленной информации достаточно для начала разработки литейной технологии. Получив модель литой детали, технолог-литейщик вначале определяет положение отливки в форме и припуски на механическую обработку.

Затем геометрическая модель литой детали подготовляется к расчетам. Отливка и окружающая ее форма условно расчленяются на объемные элементы, приспособленные для численных методов расчета затвердевания. В этом случае объемные элементы, из которых состоит металл и форма, обозначены соответствующими индексами.

Далее выполняется расчет затвердевания отливки в форме, основанный на методе контрольного объема. При расчете формируются температурные поля в отливке и форме, из этих полей выделяются элементы, принадлежащие металлу, затвердевшие к текущему моменту времени [7]. При полном затвердевании отливки формируется расчетное поле продолжительности затвердевания, анализ которого является необходимой информацией для точного определения мест установки прибылей.

Анализируя температурные поля рассматриваемой отливки без прибылей, выявляют зоны с максимальными температурами и продолжительностью затвердевания (рис. 5, см. обложку), на которые следует установить прибыли. Как видно из рис. 5, все три фланца корпуса задвижки имеют термические центры и требуют подпитки жидким металлом. Следовательно, для обеспечения нормального питания

необходима установка двух прибылей: на отдельном фланце и в месте соединения горизонтального и вертикального фланца. Однако установка двух прибылей приведет к дополнительной механической обработке для их удаления, также необходима точная компоновка пары прибылей с условием их одновременной работы.

Анализ поля продолжительности затвердевания является следующей задачей. На основании этого выполняется расчет локального параметра направленности затвердевания для каждого элемента отливки, определяющего степень питания элементов отливки. Если параметр затвердевания не ниже определенного значения, то этот элемент имеет достаточное питание и, соответственно, плотное строение. Задача системы обеспечить в отливке, в ее каждом элементе требуемый уровень локального параметра направленности затвердевания [8].

Методом совместного анализа поля продолжительности затвердевания и поля параметра направленности затвердевания определяется термическая ось, вдоль которой расположены элементы с пониженными значениями локального параметра направленности затвердевания. В сложных отливках образуется несколько таких термических осей, по которым поступает питающий металл из прибылей. Прекращение работы этих питающих каналов вызывает образование пористости в отливке.

Для простой отливки поиск требуемого значения осевого параметра направленности затвердевания происходит перебором элементов по направлению снизу вверх. При параметре затвердевания больше требуемого значения назначение каких-либо средств управления затвердеванием не требуется.

Такой проход (снизу вверх) и назначение местного увеличения толщины отливки назовем итерацией, где на каждом слое изменяется принадлежность элемента к тому или иному материалу, участвующему в теплообмене между металлом и формой. Далее вновь выполняется расчет затвердевания, температурных полей и формирования поля локального параметра направленности затвердевания. Изменение теплообмена вызывает изменение положения расчетных термических осей и параметра затвердевания.

В ходе расчета образуется напуск некоторой формы. В требуемом месте увеличивается ширина прибыли, для которой через несколько итераций достигнута необходимая протяженность зоны термического влияния.

Для отливки корпуса задвижки расчетное изменение конструкции (рис. 6, см. обложку) выполнено в виде перемычки между отдельным фланцем, сердцевиной и верхним фланцем. При такой конструкции литой детали возможна установка только одной верхней прибыли через набор питающих каналов, так как все основные узлы отливки соединены перемычками.

После того, как рассчитаны и определены средства для управления затвердеванием, повторно выполняется расчет остывания уже измененной отливки. Далее по разработанной схеме — расчет поля продолжительности затвердевания, расчет распределения локального параметра направленности затвердевания и термических узлов в отливке и т.д.

По результатам расчетов для каждого термического узла определяется питатель и место для его установки на верхнем сечении отливки (рис. 7, см. обложку). Установка прибыли осуществляется в соответствии с расчетной компоновкой питателей в среде графического моделирования методом построения сплайн-поверхности, перекрывающей все питатели. Далее при каждой итерации добавляется один слой в прибыль, а при необходимости — зона ее действия расширяется. Увеличение прибыли происходит до тех пор, пока термический центр не перенесется полностью в прибыль (рис. 8, см. обложку).

Более сложным вариантом задачи является формирование технологического варианта изготовления литой детали, который бы сочетал принцип пониженного объема механической обработки и повышенного ресурса ее работы. В этом случае вводится дополнительное ограничение по скорости кристаллизации. Скорость кристаллизации для каждого элемента детали должна быть не ниже заданного значения. Это ограничение должно относиться к конструкции литой детали [9].

Установка холодильников, утеплительных вставок и других средств управления затвердеванием определяется расчетным методом. Их необходимые размеры определяются описанным методом последовательного прибли-

жения, заключающимся в изменении принадлежности элементов к различным материалам, участвующим в теплообмене. В результате будут определены расположение и размеры средств управления затвердеванием.

Заключение. Рассмотренные принципы моделирования процесса кристаллизации металла могут быть реализованы с различной степенью точности для отливок различного вида и назначения. При этом во всех случаях будет реализован оптимальный технологический вариант в соответствии с заданными техническими требованиями. Выявленная эффективная область получения плотных отливок при полном расчете может обеспечить условия затвердевания, близкие к отливке Barber [6].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11—16.
2. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 1. Технологические особенности процесса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 30—35.
3. **Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 2. Практические результаты на примере сплава ВТ6 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 3 (729). С. 40—44.
4. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб., 2006. 363 с.
5. **Десницкий В.В.** Автоматизированное проектирование технологии изготовления отливок. Л.: Изд-во Ленинградского ун-та, 1987. 163 с.
6. **Десницкий В.В., Ольховик Е.О.** Исследование влияния размерной точности отливки боковой рамы тележки грузового железнодорожного вагона на ее прочность // Вестник машиностроения. 2014. № 10. С. 47—49.
7. **Десницкий В.В., Ольховик Е.О., Молчанюк Р.А.** Исследование деформационно-прочностных характеристик материалов формы при затвердевании металла // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 1. С. 16—18.
8. **Структурообразование** и свойства стали в отливках / Л.В. Десницкая, Е.О. Ольховик, Л.Ф. Кратович, В.В. Десницкий. СПб.: Изд-во ПИМАШ, 2004. 120 с.
9. **Ольховик Е.О., Матвеев С.Я.** Проектирование литейной технологии с обеспечением заданных эксплуатационных свойств литого металла // Ползуновский альманах. 2004. № 8. С. 145—146.

Владимир Владимирович Десницкий, д-р техн. наук;
Игорь Александрович Матвеев, канд. техн. наук, matvia@mail.ru;
Людмила Владимировна Десницкая, канд. техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.744.3

О.И. Чеберяк, Н.Ф. Чувагин
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Опыт технических решений по устранению пригара в ООО "Метмаш"

Рассмотрен опыт ООО "Метмаш" по устранению пригара на стальных отливках, получаемых в формах, изготовляемых по Альфасет-процессу.

Ключевые слова: стальное литье; пригар; Альфасет-процесс.

The LLC "Metmash" experience to eliminate burnt-on sand on steel castings obtatined in moulds, produced by alphaset-process is considered.

Keywords: steel casting; burnt-on sand; Alpha-set-process.

Одной из основных проблем при получении крупных стальных отливок в разовых песчаных формах остается поражение значительных площадей поверхности литых заготовок пригаром, который существенно увеличивает трудоемкость обрубных и зачистных работ, и, как следствие, повышает себестоимость получаемого литья и ухудшает санитарно-гигиенические условия труда.

До настоящего времени нет полного представления о процессах образования пригара на отливках, получаемых в формах на основе песчано-смоляных смесей, несмотря на накопленный большой опыт по мерам борьбы с ним, включая применение высокоогнеупорных наполнителей и большого количества противопригарных составов.

По строению пригар представляет собой зерна формовочной смеси, сцементированные жидкостью, которая проникла в пространства между этими зернами и затем затвердела. Различие природы этой жидкости свидетельствует о возможности вариаций в механизме образования пригара.

В соответствии с существующими понятиями о причинах появления пригара различают следующие его виды:

— металлизированный (механический) — это зерна формовочной смеси, сцементированные проникшим между ними металлом (металлокерамическая корка);

— химический — слой, сцементированный с отливкой оксидами железа или продуктами их химического взаимодействия со смесью, представляющие собой силикаты железа и другие соединения;

— термический — формирующийся в результате расплавления компонентов смеси при высокотемпературном нагреве с появлением жидкой фазы, прочно соединяющий зерна смеси между собой и отливкой;

— комплексный — наиболее распространенный тип пригара, представляющий собой совместное действие различных механизмов взаимодействия металла с материалами формы [1].

Разделение пригара на механический и химический условно. Температура, при которой заканчивается формирование химического пригара, может быть значительно ниже температуры затвердевания стали, поэтому химический пригар обычно толще механического, однако химическое соединение, скрепляющее пригар, менее прочно связано с отливкой, чем металлокерамическая корка, поэтому химический пригар отделяется легче механического [2].

Обычно пригар образуется при изготовлении крупных отливок. Чаще он встречается при использовании песчано-смоляных смесей для стального литья, где из-за жестких тепловых и физико-химических условий вероятность образования пригара больше. При этом на крупных стальных отливках образуется преимущественно механический пригар.

Согласно современным представлениям условия проникновения металла определя-

ют многие факторы, к которым относят пористую структуру смеси, ее теплофизические свойства, характер газовой среды на поверхности раздела и в порах, насыщение металла компонентами смеси (углерод, сера и др.). При этом в зависимости от конкретных условий возможно преобладающее действие некоторых из них или их совокупности.

Например, определяющим фактором образования пригара при использовании песчано-смоляных смесей является их термостойкость. Механизм проникновения пригарной жидкости в этом случае не вполне совпадает с известными представлениями, так как при длительном взаимодействии жидкого металла и формы происходит разрушение связующего в прогревшихся слоях последней и сопротивление проникновению металла существенно снижается. В результате потери прочности при нагреве резко усиливается проникновение металла в смесь, так как зерна наполнителя получают возможность произвольно перемещаться под давлением металла. Смесь ведет себя как несвязанный песок, оказывая слабое капиллярное сопротивление фильтрации тяжелого металла [3].

В практике литейного производства можно выделить несколько основных направлений борьбы с пригаром:

— изменение состава смеси (ввод специальных добавок, замена связующего или наполнителя и др.);

— оптимизация технологических режимов приготовления смеси и сплава;

— применение противопригарных покрытий.

Наиболее радикальным способом борьбы с пригаром считается нанесение на поверхность литейных форм и стержней противопригарных покрытий. Их наносят на поверхность форм и стержней, создавая буферный защитный слой с контролируемыми физико-химическими свойствами. От правильного выбора и применения покрытий в значительной степени зависят качество поверхности отливок, и, соответственно, товарный вид и цена изделий.

В ООО "Метмаш" (г. Бор, Нижегородская область) при отработке технологического процесса столкнулись с проблемой образования повышенного пригара на поверхности крупных стальных отливок. В частности на

Рис. 1. Отливка "стенка редуктора"

отливке "стенка редуктора" массой 480 кг (рис. 1) образуется трудноотделимая корка (рис. 2).

Для изготовления форм в ООО "Метмаш" используют холоднотвердеющие смеси по Альфасет-процессу на основе связующего Алкасет NB 7. В качестве мер борьбы с пригаром применяют многослойное покрытие форм противопригарной краской на основе циркона АПБ-1Ц. При производстве отливки "шток якоря" проблема образования пригара была решена при использовании более дорогой противопригарной композиции TENO COATING ZBBP 16 и TENO COATING

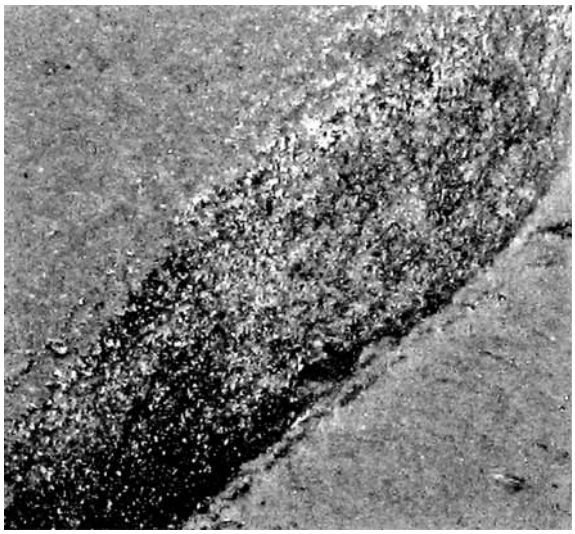


Рис. 2. Поверхность отливки "стенка редуктора", пораженная пригаром

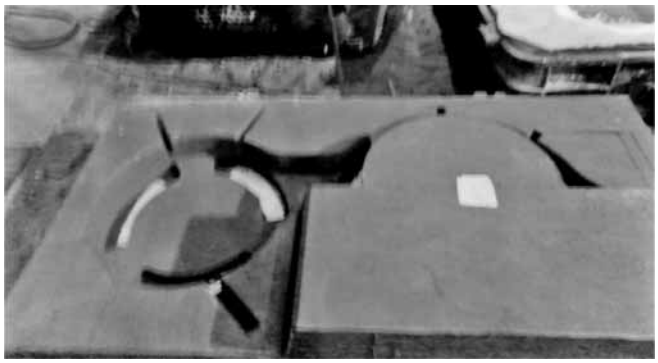


Рис. 3. Литейный стержень для отливки "стенка редуктора"

ZKPX компании Foseco [4, 5]. Однако применение данной композиции при изготовлении отливки "стенка редуктора" не дало желаемого результата.

Особенностью конфигурации рассматриваемой отливки является наличие развитой, сложно оформляемой поверхности и двух сквозных отверстий, требующих применения литейных стержней с развитой поверхностью (рис. 3).

Анализ пораженных пригаром поверхностей показал, что кроме термических узлов отливки повышенному пригару подвергаются поверхности, контактирующие с литейным стержнем.

В ООО "Метмаш" литейный стержень покрывают противопригарной краской с помощью кисти в вертикальном положении. Вероятно, такое положение стержня при нанесении противопригарного покрытия препятствовало проникновению краски в поверхностные слои стержня, что приводило к потере противопригарной защиты элемента.

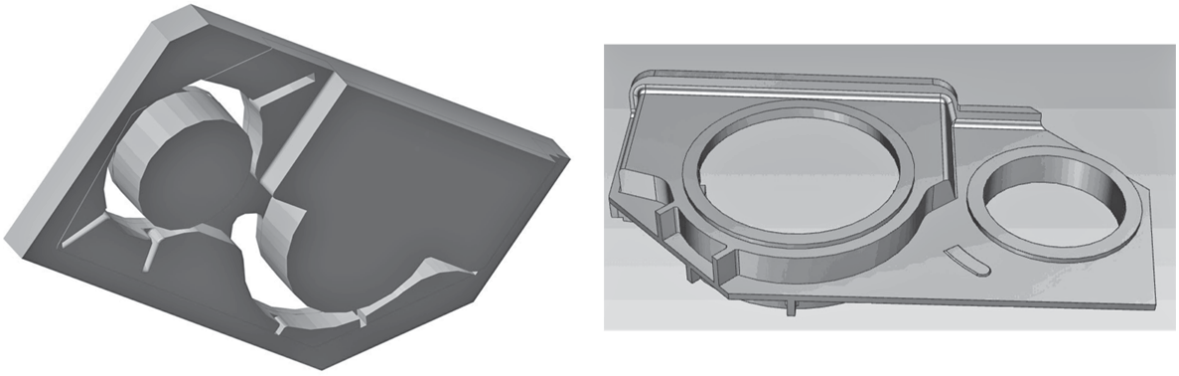
Конструктивные особенности стержня не позволяли изменить его положение при нанесении противопригарного покрытия, так как он имел малую толщину и большую протяженность. При кантовке в горизонтальное положение стержень подвергался значительной нагрузке и деформировался.

Для оценки возможностей изменений технологического процесса были созданы 3D-модели отливки и литейного стержня (рис. 4).

На основании проведенных исследований было найдено решение, позволившее устранить пригар на рассматриваемой отливке. Для повышения прочностных характеристик основание стержня было увеличено и укреплено арматурой (рис. 5). Это позволило изменить положение стержня при нанесении противопригарного покрытия, так как появилась возможность не только кантовки стержня, но и перемещения его с помощью крана.

В горизонтальном положении стержень покрывали противопригарной краской на основе циркона АПБ-1Ц. Краску наносили в один слой кистью и сушили огнем. Данное решение позволило устранить пригар на проблемных поверхностях отливки (рис. 6).

Представленное технологическое решение позволило устранить повреждение литейного стержня при транспортировке и установке в форму, а также изменить его положение при окраске. Нанесение огнеупорного покрытия при горизонтальном положении стержня позволило снизить расход краски и устранить непрокрашенные места.



а) *б)*

Рис. 4. 3D-модели литейного стержня (*а*) и отливки "стенка редуктора" (*б*)

Рис. 5. Укрепление основания стержня арматурой

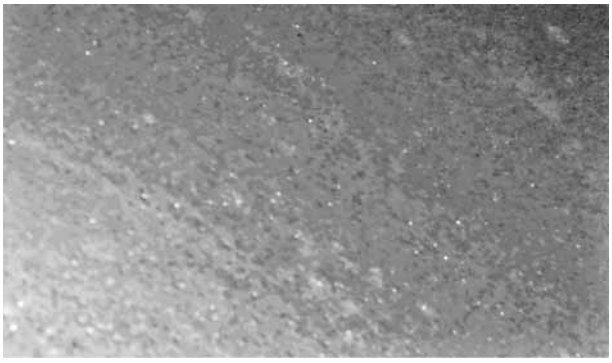


Рис. 6. Поверхность отливки "стенка редуктора" без пригара

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Давыдов Н.И.** Литейные противопригарные покрытия: справочник. М.: Машиностроение, 2009. 240 с.
2. **Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.Н.** Производство стальных отливок: учебник для вузов. М.: МИСИС, 2005. 351 с.
3. **Жуковский С.С.** Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм: справочник. М.: Машиностроение, 2010. 256 с.
4. **Исследование** противопригарных покрытий для крупных стальных отливок / О.И. Чеберяк и др. // Литейщик России. 2012. № 7. С. 35—36.
5. **Опыт** применения покровно-проникающих противопригарных покрытий в ООО "Метмаш" / В.Л. Сивков и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 9. С. 15—16.

Олег Иванович Чеберяк, канд. техн. наук;
Николай Фёдорович Чувагин, канд. техн. наук,
mto@nntu.ru

УДК 621.791.948

В.А. Лебедев
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев),
Ж.Г. Голобородько, С.В. Драган
(Национальный университет кораблестроения им. адмирала Макарова, г. Николаев)

Применение плазменной резки с добавлением воды в судостроительном корпусообрабатывающем производстве

Приведены результаты разработки оборудования и технологии плазменной резки в водовоздушных и водокислородных плазмообразующих смесях при изготовлении деталей из листового проката. Показано, что добавление воды в плазмотрон повышает производительность процесса резки и качество вырезаемых деталей.

Ключевые слова: плазменная резка; вода; технология; корпусообрабатывающее производство; детали; качество.

The results of development of equipment and plasma cutting technology in water-air and water-oxygen plasma forming mixtures while manufacturing of parts from sheet metal are presented. It is shown that addition water to plasma device improves the process productivity and quality of cut-out parts.

Keywords: plasma cutting; water; technology; hull production; parts; quality.

Процесс плазменной резки металлов принципиально отличается от кислородной резки. При плазменной резке металл проплавляется мощным дуговым разрядом, локализованным на малом участке поверхности разрезаемого металла, с последующим удалением расплав-

ленного металла из зоны реза высокоскоростным газовым потоком. Режущим инструментом при плазменной резке служит струя плазмы, образующаяся путем обжатия столба дуги в канале сопла плазмотрона. Удельная мощность плазменной струи достигает $10^2...10^3$ Вт/см^2 [1].

В результате увеличения напряженности электрического поля в обжатой части столба резко возрастает температура в центральной части струи. Температура плазмы составляет 10 000...50 000 °С в зависимости от состава, расхода плазмообразующей среды и степени обжатия плазменной струи [1]. Такой температуры вполне достаточно для расплавления любого твердого тела.

В корпусообрабатывающих цехах судостроительных предприятий для изготовления деталей из листового проката плазменной резкой применяют стационарные машины с ЧПУ типа "Кристалл", оснащенные плазмотронами различных конструкций. Несмотря на многообразие конструкций плазмотронов, принцип действия их одинаков и основан на принудительном охлаждении и сжатии столба дуги жидкостью или потоком газа.

Наибольшее распространение получили конструкции плазмотронов, в которых электрод является катодом [2, 3]. Электрод и сопло плазмотрона охлаждают водой и изолируют друг от друга. Дуга возбуждается между электродом и соплом высокочастотным разрядом осциллятора. Анодное пятно дуги перемещается по внутренней стенке канала сопла. Часть плазмообразующего газа, проходя через столб дуги, нагревается, ионизируется и выходит из сопла плазмотрона в виде плазменной струи.

Наружный слой газа, омывающий стенки сопла, остается сравнительно холодным и охлаждает столб дуги, создавая тепловую и электрическую изоляцию между потоком плазмы и стенками сопла. Сечение столба дуги уменьшается, а плотность тока возрастает. Плотность тока в плазмотронах достигает 100 А/мм^2, что на порядок выше, чем у свободно горящей дуги.

Применение в плазмотронах втулочных катодов обеспечивает вихревую стабилизацию плазменного потока. Плазмообразующий газ поступает через тангенциальные канавки завихрителя и, двигаясь по спирали, стабилизирует плазменный поток вдоль оси гафниевой или циркониевой вставки катода [2, 3]. Такую конструкцию плазмотрона имеет, например, плазмотрон ПМР-74М, предназначенный для плазменной вырезки деталей из углеродистых, низколегированных, коррозионно-стойких сталей, алюминиевых, медных сплавов и других металлов. Плазмотрон позволяет разрезать с пробивкой листа металл толщиной до 30 мм, а в случае начала резка с кромки — до 100 мм.

Плазмотрон рассчитан на применение постоянного тока прямой полярности от 100 до 400 А, напряжение холостого хода источника тока до 400 В. Охлаждение плазмотрона водяное, расход воды около 10...15 л/мин при давлении 0,35 МПа. Расход воздуха при плазменной резке составляет 80...100 л/мин и зависит от толщины разрезаемого материала и размеров сопла. Расход воздуха зависит также от размеров канавок завихрителя. Давление воздуха, подаваемого в плазмотрон, должно быть не менее 0,4 МПа.

Плазмотрон является универсальным и может быть использован для плазменной резки с применением в качестве плазмообразующей среды воздуха, кислорода, азота и для воздушно- (кислородно-) плазменной резки с добавлением воды. В последнем случае в плазмотрон кроме внутреннего сопла (рис. 1, *а*) дополнительно установлено наружное сопло с канавками (рис. 1, *б*), которое поджимается колпаком (рис. 1, *в*). По канавкам на внутренней и внешней поверхности наружного сопла в канал сопла и зону дуги из системы охлаждения плазмотрона подается вода общим расходом 0,25...0,40 л/мин [4].

Вода, расходом 0,06...0,10 л/мин, подающаяся внутрь наружного канала сопла при резке в плазмообразующей среде воздух + вода, частично испаряется и диссоциирует на водород и кислород, которые, смешиваясь с основной плазмообразующей средой, создают комбинированную плазмообразующую среду. В ней протекают плазмохимические процессы связывания атмосферного азота, позволяющие уменьшить насыщение им кромок реза [4, 5].

Вода обжимает и уплотняет струю плазмы в канале сопла, обеспечивая более высокие энергетические характеристики дугового процесса и, как следствие, повышение качества поверхности реза. При резке в воздушной плазмообразующей среде со сравнительно малым напряжением на дуге (130...150 В) неперпендикулярность кромки реза составляет 1,5...2,5 мм. Добавление воды в плазмо-

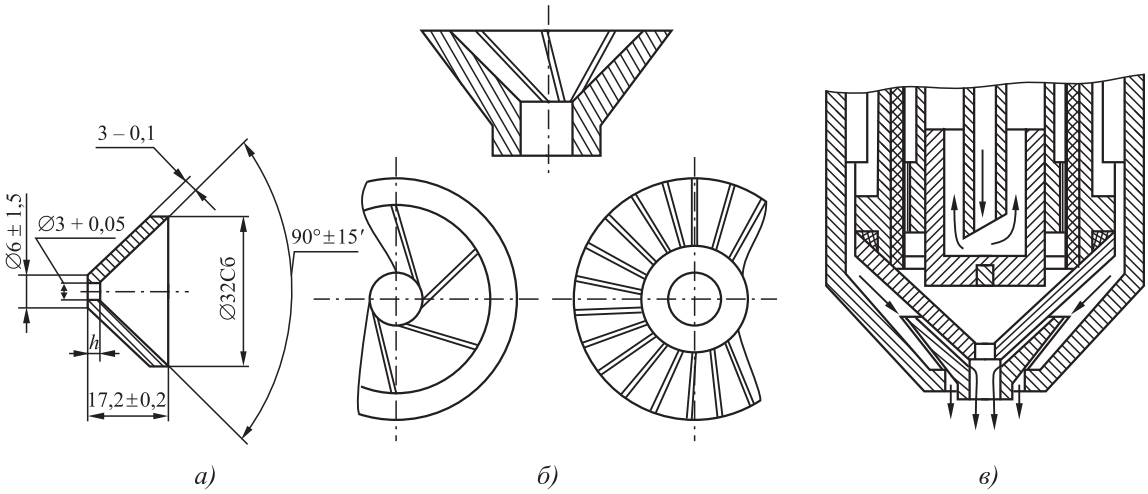


Рис. 1. Конструкция внутреннего (*а*) и наружного (*б*) сопел и схема (*в*) соплового узла плазмотрона для резки в плазмообразующей среде воздух + вода

1. Влияние способа резки на показатели качества

Способ резки	Скорость резки, мм/с	Микротвердость поверхности реза H_{20}	Ширина ЗТВ, мм	Параметр шероховатости *Rz*, мкм	Класс по ГОСТ 14792
Ацетилено-кислородная	7,5	270	1,2...2,0	100...120	3
Плазменная, плазмообразующая среда:					
воздух	33,3	620	0,6	80...100	2
воздух + вода	33,3	366	0,46	10...20	1
Механическая обработка (полирование)	—	150	—	5...10	—

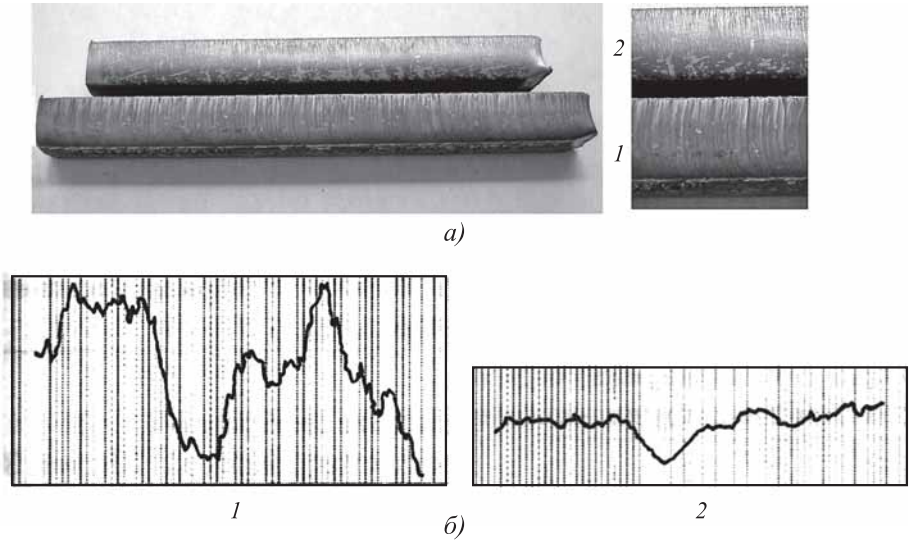


Рис. 2. Внешний вид (*а*) и сравнительные профилограммы (*б*) поверхности плазменного реза в плазмообразующих средах:
1 — воздух; *2* — воздух + вода

образующую среду позволяет увеличить напряжение до 170...180 В, вследствие чего факел плазмы удлиняется и скос кромки снижается до 1,0...1,2 мм при одновременном уменьшении ширины реза [4].

Одним из показателей, определяющих качество поверхности вырезаемых деталей, является шероховатость поверхности реза. Добавка воды в плазмообразующую среду обеспечивает снижение шероховатости поверхности реза. Как показали результаты вырезки деталей из конструкционных сталей (рис. 2, табл. 1),

поверхность реза гладкая, серебристого цвета, выступы и впадины имеют плавные переходы, перепад высот не превышает 10...20 мкм. Такие показатели соответствуют 1-му классу по ГОСТ 14792—80.

Для оценки влияния на качество сварки условий плазменной резки кромки вырезанных деталей подвергали металлографическому анализу. При этом исследовали влияние плазмообразующей среды, режимов резки и конструкции соплового узла на ширину и равномерность азотированного слоя, ширину и микротвердость металла зоны термического влияния (ЗТВ). Качество шва при последующей сварке деталей оценивали по количеству пор в изломе.

Микроструктуру металла у поверхности реза исследовали на шлифах, изготовленных перпендикулярно кромке реза, микротвердость измеряли прибором ПМТ-3. Результаты опытов, выполненных на 10 образцах (табл. 2), показали следующее:

1. На поверхности кромок нитридов не обнаружено.

2. В металле кромки азот находится в состоянии пересыщенного раствора, образование которого при плазменной резке происходит в благоприятных условиях, в частности: азот присутствует в атомарном состоянии; создается повышенное давление в полости реза за счет газодинамического напора плазменной струи; кромки реза интенсивно охлаждаются вследствие концентрированного ввода тепла и высокой скорости перемещения источника тепла.

3. При всех способах плазменной резки под поверхностью кромки образуется узкий слой металла с повышенной по сравнению с удаленными участками ЗТВ и основным металлом, микротвердостью (литой участок ЗТВ). Максимальную микротвердость получили на шлифах в опытах № 1, 2, 3, 9, 10. По кромкам реза наблюдается сплошной белый твердый слой, насыщенный азотом, глубиной до 0,03 мм. На шлифах в опытах № 4, 5, 7, 8 белого слоя нет.

4. С увеличением тока резки ширина азотированного слоя возрастает, что связано

2. Влияние состава плазмообразующей среды, конструкции плазмотрона и режимов резки на насыщение кромок азотом

Номер опыта	Плазмообразующая среда	Конструкция плазмотрона, длина канала сопла h, мм	Ток резки, А	Наличие и равномерность азотированного слоя, ширина слоя, мм	Ширина ЗТВ, мм
1	Воздух	Без дополнительного сопла, $h = 3$	330	Присутствует, шлаковые включения, поры, выкрошенные места, 0...1,12	Начало реза 0,50; середина 0,24; конец 0,7
2			270	Присутствует, неравномерный: начало реза 0,02; середина 0,12; конец 0,036	—
3		Без дополнительного сопла, $h = 7$	250	Присутствует, равномерный, 0,012	0,6
4	Воздух + вода	С дополнительным соплом		Отсутствует	0,46
5	Кислород + вода				0,57
6	Кислород	Без дополнительного сопла, $h = 3$		Присутствует, неравномерный: начало реза 0,08; конец реза отсутствует	0,7
7		С дополнительным соплом	200	Отсутствует	0,64
8	Кислород + вода				0,40
9	Воздух	Без дополнительного сопла, $h = 3$		Присутствует, равномерный, 0,010	0,66
10		Без дополнительного сопла, $h = 7$		Присутствует, неравномерный, 0,008...0,012	0,36...0,49

Примечание. Напряжение холостого хода источника питания: 400 В в опытах № 1—6; 300 В в опытах № 7—10.

с уменьшением скорости течения расплава литого участка ЗТВ в результате изменения характера распределения скорости плазмы по сечению ее струи и смещением поверхности раздела фаз у фронта резки.

По мере удаления от оси струи скорость плазмы заметно снижается по сравнению с ее осевым значением, поэтому при увеличении тока дуги локальная скорость плазмы у поверхности стекающего расплава может не только не возрасти пропорционально ее осевому значению, но оказаться равной или даже меньшей, чем при прежнем сочетании условий резки. Вследствие этого увеличение тока приводит к сохранению или возрастанию глубины литого участка и, следовательно, к увеличению ширины азотированного слоя.

5. Использование в плазмотронах сопел с увеличенной (в проведенных опытах до 7 мм) длиной канала способствует увеличению скорости потока плазмы, сопровождающееся повышением напряжения режущей дуги и уменьшением глубины литого участка ЗТВ.

6. Сопутствующее образованию реза охлаждение кромок водой уменьшает ширину ЗТВ с 0,7 мм при резке в воздушной плазмообразующей среде до 0,46 мм в плазмообразующей среде воздух + вода.

7. Связывание азота в соединения, нерастворимые в кромках реза, снижает микротвердость металла с 8610...8920 до 3450...3660 МПа при микротвердости основного металла 1770...2120 МПа. Количество азота, растворенного в металле кромок реза, находится в прямой зависимости от глубины белого слоя.

Влияние плазменной резки с добавлением воды на качество сварных швов исследовали при сварке образцов в виде пластин длиной 1 м и толщиной 8 мм из малоуглеродистой стали. Качество сварки оценивали по количеству пор после разрушения шва вдоль оси.

В продольном изломе шва определяли размеры, количество и общую площадь пор $F_п$, а также площадь провара $F_{пр}$. Критерием оценки качества сварки при исследуемом способе резки было выбрано отношение $\frac{F_п}{F_{пр}}$, определяющее количество условных пор сечением 1 мм^2 в 1 см^2 сечения сварного шва.

Характерный вид образцов показан на рис. 3, а результаты измерений пористости швов приведены в табл. 3.

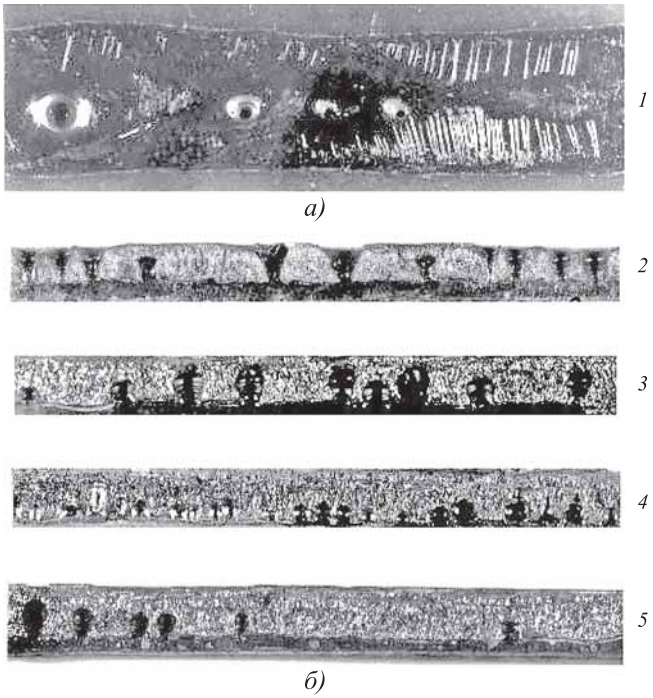


Рис. 3. Внешний вид (*а*) и продольный излом (*б*) шва при сварке по кромкам плазменного реза, выполненного с использованием различных плазмообразующих сред:
1, *3* — воздух; *2* — азот; *4* — кислород; *5* — воздух + вода

Анализ полученных результатов позволил установить следующее:

1. При сварке по кромкам, полученным всеми исследованными способами плазменной резки, в металле возникают поры, расположенные преимущественно по оси шва.

2. Возникающие поры могут быть охарактеризованы как макропоры, образующиеся при объемном пересыщении газами сварочной ванны вследствие уменьшения растворимости газов в металле при охлаждении.

3. Максимальная пористость $\left(\frac{F_п}{F_{пр}} = 48,5\right)$ характерна для швов, выполненных по кромкам, вырезанным с использованием азота в качестве плазмообразующей среды, а минимальная — при плазменной резке в кислороде с добавлением воды $\left(\frac{F_п}{F_{пр}} = 0,3...1,6\right)$. Вода, поступающая по внешним радиальным канавкам наружного сопла, образует вокруг плазменной струи воздушно-водяной душ, локализующий зону нагрева и предотвращающий распространение тепла за пределы водяной душевой завесы. В результате этого сокращаются тепловые деформации вырезаемых деталей. Точность вырезанных деталей

3. Пористость сварных швов в зависимости от плазмообразующей среды, используемой при вырезке деталей

Номер опыта	Плазмообразующая среда	Расход плазмообразующей среды, л/мин	Ток резки, А	Напряжение дуги, В	Площадь		$\frac{F_п}{F_{пр}}$
					пор $F_п$, мм^2	провара $F_{пр}$, см^2	
1	Воздух	80	280	150	472	22,5	21,0
2	Воздух + вода	80 + 0,2	280	170	156	24,0	6,5
3	Кислород	80	290	135	48	21,0	2,3
4	Кислород + вода	90 + 0,2	280	180	16	25,4	0,62
5	Азот	80	280	145	752	15,5	48,5
6	Азот +вода	80 + 0,2	280	170	558	24,3	23,0
7	Воздух	80	300	140	357	21,0	17,0
8	Воздух + вода	80 + 0,2	290	170	58	23,2	2,5
9		80 + 0,6	300	180	85	28,4	3,0
10	Кислород	80...90	290	140	60	30,0	2,0
11	Кислород + вода	120 + 0,3	300	170	6	18,5	0,3
12		120 + 0,45	300	175	33	20,6	1,6

удовлетворяет требованиям РД 5.9091—88 и последующая правка не требуется.

Для рационального расходования воды, ее подачи в зону плазменной дуги только в процессе резки в систему водоснабжения плазмотрона установлен электромагнитный клапан типа СКР-2, с помощью которого можно регулировать расход воды. При этом возможны две схемы подачи воды к плазмотрону: параллельная и последовательная (рис. 4). Более предпочтительным является параллельный подвод воды к электроду и соплу (см. рис. 4, *а*), так как при этом способе обеспечивается лучшее охлаждение катодного узла плазмотрона вследствие непрерывной циркуляции воды.

Для бесперебойной работы плазмотронов подвод воды к машинам "Кристалл" в цехе должен быть надежным и может осуществляться от заводской магистрали или по замкнутой системе охлаждения плазмотрона от расходного бака.

Недостаток питания водой от заводской магистрали — сброс использованной воды в канализационную сеть. Более прогрессивна замкнутая система охлаждения, в которой вода из расходного бака под давлением 0,35...0,50 МПа подается к машине, в плазмотрон, а затем возвращается в бак. При этом на сливном шланге системы охлаждения сопла следует установить обратный запирающий клапан для исключения вытекания воды по канавкам наружного сопла при неработающем плазмотроне.

Как известно [2, 3, 5], плазмообразующая среда значительно влияет на технологию плазменной резки, оборудование, скорость и качество резки. От состава и расхода плазмообразующего газа зависят количество тепловой энергии, выделяющейся в плазме, плотность тока, тепловой поток в полости реза, которые определяют ширину реза и скорость резки.

Теплопроводность плазмообразующей среды существенно влияет на эффективность преобразования в дуговом промежутке электрической

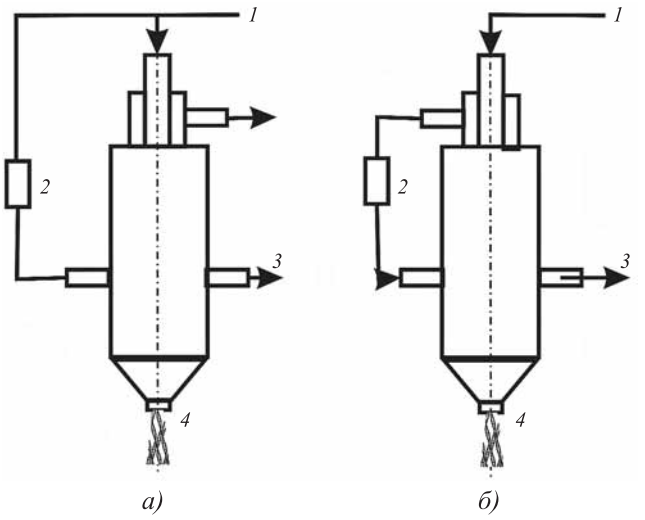


Рис. 4. Схемы подачи воды в плазмотрон:

а — параллельная к электроду и соплу; *б* — последовательная; *1* — подвод воды; *2* — электромагнитный клапан; *3* — слив воды; *4* — вода, поступающая в зону реза

энергии в тепловую. Изменяя состав плазмы, можно создавать необходимые условия для удаления расплавленного металла из полости реза, при которых исключается образование трудноотделимого грата на нижних кромках разрезаемого металла.

Подготовка проката к плазменной резке выполняется так же, как и при кислородной резке. Загрунтованный металл хорошо подвергается плазменной резке.

Основные конструкционные материалы расположены в следующей последовательности по снижению скорости резки: алюминиевые сплавы; углеродистые, низколегированные, легированные и нержавеющие стали; чугун, латунь, медь. Снижение скорости резки в этом ряду вызывается совместным влиянием температуры плавления металла, его теплоемкости и теплопроводности. Эффект окисления металла кислородом, содержащимся в воздухе, сильнее сказывается при резке углеродистых сталей, чем нержавеющих. Поэтому углеродистые стали, резка которых выполняется обычно в воздушной среде, расположены в ряду перед нержавеющими сталями [1].

Технология плазменной резки малоуглеродистых, низколегированных и легированных сталей практически одинакова. Резку в широком диапазоне толщин (от 6 до 28 мм) осуществляют при постоянной регулировке аппаратуры. Изменяют только скорость движения плазмотрона в зависимости от толщины разрезаемого металла.

Напряжение дуги используется для контроля правильности протекания процесса. Выход напряжения за заданные пределы свидетельствует об отклонении какого-нибудь исходного параметра, например об изменении расхода воздуха, расстояния от плазмотрона до листа, т.е. сигнализирует о необходимости выполнить проверку отдельных элементов системы энергоснабжения плазменного процесса.

Плазменную резку в плазмообразующих средах с добавлением воды необходимо осуществлять при параметрах режима, обеспечивающих минимальное насыщение кромок реза азотом и неперпендикулярность кромок реза, не требующую дополнительной обработки.

Применение плазмообразующей среды воздух + вода позволяет расширить пределы применения плазменной резки металла и снизить предельную толщину разрезаемого стального листа до 3 мм. Режимы плазменной резки в плазмообразующих средах: кислород + вода и воздух + вода (по данным ПАО «Херсонский судостроительный завод») представлены в табл. 4 и 5.

Для плазменной резки малоуглеродистой и низколегированной стали в среде воздуха или кислорода можно использовать режимы, приведенные в табл. 1 и 2, но скорость резки следует уменьшить примерно на 15 %. Напряжение на дуге при этом снижается на 20...30 В.

4. Режимы резки малоуглеродистой низколегированной стали в плазмообразующей среде кислород + вода

Толщина металла, мм	Напряжение дуги, В	Ток резки, А	Расстояние от сопла до металла, мм	Скорость резки, мм/с	Неперпендикулярность кромок, не более	
					°	мм
3	150...170	150...180	10...12	45,0	—	1,0
5				38,3	—	
6				58,3	—	
8	160...180	230...250		46,8	7	
10				36,6	6	1,2
12				33,3	5	
14				28,3	4	
16				25,0	4,5	
18				21,6	4	

Примечание. Расход кислорода 80...90 л/мин; общий расход воды 0,18...0,21 л/мин, в каналах наружного сопла 0,05...0,06 л/мин.

5. Режимы резки малоуглеродистой и низколегированной стали в плазмообразующей среде воздух + вода

Толщина металла, мм	Напряжение дуги, В	Ток резки, А	Расстояние от сопла до металла, мм	Скорость резки, мм/с	Неперпендикулярность кромок, не более	
					°	мм
6	150...170	260...290	10...12	50,0	7	1,0
8				38,3	7	
10				30,0	6	
12				25,0	5	
14				21,6	4	
16				20,0	4,5	
18				16,6	4	1,2
20	170...200	290...310		20,0	4	
22				18,3	3	
24				16,6	3	
26				13,3	3	
28				11,6	2,5	
30				10,0	2,5	

Примечание. Расход кислорода 60...100 л/мин; общий расход воды 0,25...0,40 л/мин, в каналах наружного сопла 0,07...0,14 л/мин.

Выводы

1. Технология плазменной резки с применением водовоздушных и водокислородных плазмообразующих смесей перспективна для изготовления деталей в корпусообрабатывающем производстве судостроения. Добавление воды в плазмообразующую среду расширяет диапазон применения плазменной резки и позволяет снизить толщину качественно разрезаемой стали до 3 мм.

2. Подача в процессе резки в воздушную плазмообразующую среду воды общим расходом 0,25...0,40 л/мин повышает электрические и тепловые характеристики плазменной струи и, как следствие, качество вырезаемых деталей. Неперпендикулярность кромки реза снижается с 1,5...2,5 до 1,0...1,2 мм при одновременном уменьшении ширины реза; остаточные деформации деталей находятся в допустимых пределах.

3. Сопутствующее образованию реза охлаждение кромок водой уменьшает ширину ЗТВ до 2 раз по сравнению с резкой в воздушной плазмообразующей среде. При выполнении сварки по кромкам, вырезанным плазменной резкой с добавлением воды в плазмообразующую среду, пористость швов, обусловленная азотированием, снижается в десятки раз.

4. Разработанная и внедренная в производство технология плазменной резки с добавлением воды в плазмотрон конструкционных судостроительных сталей обеспечивает минимальное насыщение кромок реза азотом и точность вырезаемых деталей, соответствующую требованиям отраслевого нормативного документа РД 5.9091—88.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Головченко В.С., Доброленский В.П., Мисюров И.П.** Тепловая резка металлов в судостроении. Л.: Судостроение, 1975. 272 с.

2. **Быховский Д.Г.** Плазменная резка. Л.: Машиностроение, 1972. 168 с.

3. **Эсибян Э.М.** Воздушно-плазменная резка: состояние и перспективы // Автоматическая сварка. 2000. № 12. С. 6—16, 20.

4. **Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В.** Повышение качества судокорпусных деталей, изготовляемых плазменной резкой // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 8. С. 7—9.

5. **Квасницкий В.В., Голобородько Ж.Г., Квасницкий В.Ф.** Термодинамический анализ газовой фазы и влияние воздушно-паровой плазмы на тепловые характеристики дуги // Проблемы техники. 2008. № 2. С. 83—90.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
office@paton.kiev.ua;
Жорж Гаврилович Голобородько, канд. техн. наук;
Станислав Владимирович Драган, канд. техн. наук

УДК 621.778

А.А. Кострюков
(ОАО "Демиховский машиностроительный завод", г. Орехово-Зуево),
А.В. Щедрин, В.Ф. Алёшин, К.О. Климочкин, В.Б. Есов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Совершенствование способа воздействия на обрабатываемый материал в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования

Проведены сравнительные экспериментальные исследования различных способов воздействия в инновационных методах охватывающего поверхностного пластического деформирования (ОППД) при обработке заготовок из нешлифуемых цветных сплавов на основе меди и алюминия. Установлены оптимальные параметры способа воздействия с учетом минимальной удельной силы максимальных параметров геометрического качества поверхностного слоя получаемых изделий. Даны рекомендации по перспективному совершенствованию способа воздействия исследуемых методов ОППД.

Ключевые слова: *инновационные методы ОППД; регулярный микрорельеф; металлоплакирующая смазка; удельная сила ОППД; качество обработки.*

Comparative experimental studies of various methods of impact in the innovaitive methods of covering surface plastic deformation (CSPD) in the processing of blanks from non-grinding nonferrous alloys based on copper and aluminum are performed. The optimal parameters of the impact method taking into account the minimum specific force of the maximum parameters of the geometrical quality of the products are determined. Recommendations for improving the CSPD methods are given.

Keywords: innovaitive methods of covering surface plastic deformation (CSPD); regular surface microrelief; metal plaque lubricant; specific force of CSPD; quality of processing.

Как показывают системные структурно-параметрические исследования инновационных методов охватывающего поверхностного пластического деформирования (ОППД) — способ воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали существенно влияет на различные характеристики, а также на параметры оптимизации данного метода обработки и соответствующих технологических операций [1—11].

В научно-технической литературе отсутствуют данные об оптимизационных параметрах [1, 4] методов ОППД инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях различных технологий применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского. Это характерно для инновационных методов ОППД заготовок из нешлифуемых цветных сплавов на основе меди и алюминия.

Для получения необходимой информации были проведены следующие сравнительные экспериментальные исследования на сплошных цилиндрических образцах-заготовках из латуни ЛС-59-1 (127...143 НВ) и дюралюминия Д1Т (121 НВ).

ОППД образцов-заготовок по схеме "растяжение" [9] осуществляли на приспособлении, конструкция которого представлена на рис. 1. В плите *1*, установленной на рабочем столе вертикального гидравлического пресса (не показан), запрессована обойма *2*, по отверстиям которой перемещаются штанги *3*, связанные

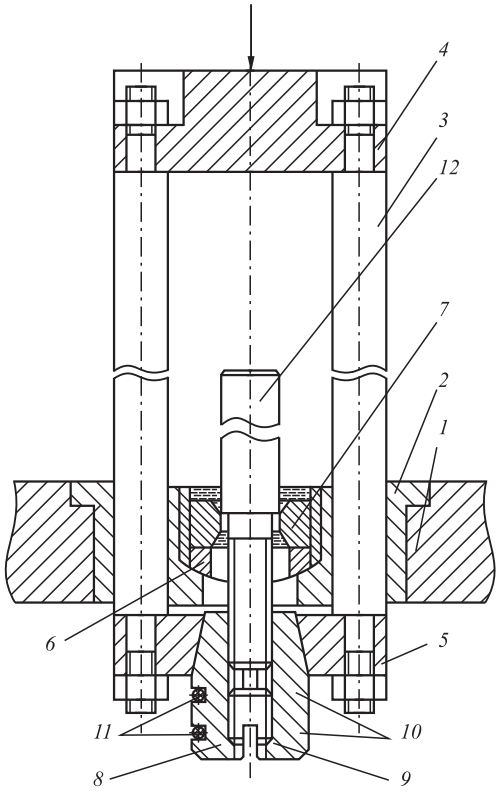


Рис. 1. Конструкция приспособления для ОППД по схеме "растяжение"

верхним и нижним фланцами *4*, *5*. В обойме *2* на сферической опоре *6* базируется фильера *7*. Для захвата образца-заготовки служит тяговое устройство, состоящее из двух полумуфт *8*, *9*, связанных разрезными пружинными кольцами *10*, *11*. Образец-заготовка *12* закрепляется в тяговом устройстве посредством резьбового участка с резьбой М16, скорость ОППД 1 м/мин.

Приспособление для ОППД образцов-заготовок по схеме "сжатие" [9] (рис. 2) включает в себя толстостенный цилиндр *1* с полостью *2* для смазочного материала. В верхней части цилиндра *1* установлена фильера *3* для ОППД заготовки *4*.

Дополнительно приспособление (см. рис. 2) позволяет выполнять ОППД в режиме самовозбуждающегося противодавления технологической смазки [6, 10, 11].

Для сопоставимости результатов в качестве обрабатывающего инструмента использовали деформирующую фильеру из стали 9ХС с диаметром рабочего канала $20^{+0,03}$ мм, углы рабочего и обратного конуса 5°, ширина калибрующей ленточки 5 мм. Рабочий канал фильеры упрочнялся регулярным микрорельефом в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом 0,5 мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки 10 мкм [2, 6].

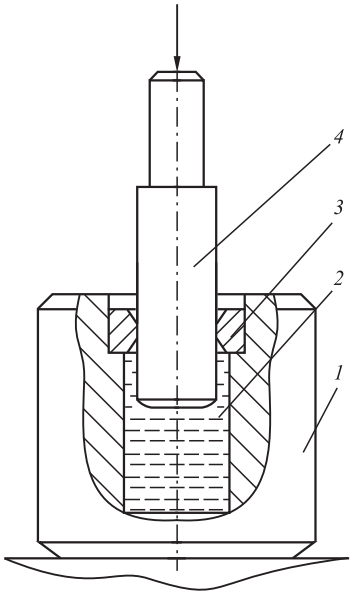


Рис. 2. Конструкция приспособления для ОППД по схеме "сжатие"

Номинальная абсолютная деформация образцов-заготовок на диаметр $i_н$ варьировалась в диапазонах 0,1...0,5 мм (схема на рис. 1) и 0,05...0,25 мм (схема на рис. 2). Длина участка для ОППД на образцах-заготовках двух рассматриваемых схем составляла 150 и 60 мм соответственно.

В качестве базовой технологической смазки применяли минеральное масло И-40 и И-20А с добавкой по объему от 0 до 50 % металлоплакирующей медьсодержащей присадки "Валена" (пат. 2277579 РФ), реализующей эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского.

На рис. 3 приведена зависимость удельной силы ОППД $q_д$ [4, 5] заготовок из латуни ЛС 59-1 по схеме "растяжение" (см. рис. 1) от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки "Валена" в базовом масле. Аналитически данная зависимость может быть представлена в виде:

$$q_д(0\ \%) = 90{,}097 + 480{,}92 i_ф;$$
$$q_д(10\ \%) = 90{,}65 + 371{,}06 i_ф; \qquad (1)$$
$$q_д(20\ \%) = 76{,}885 + 533{,}65 i_ф.$$

Сравнительный анализ результатов показал, что только при содержании металлоплакирую-

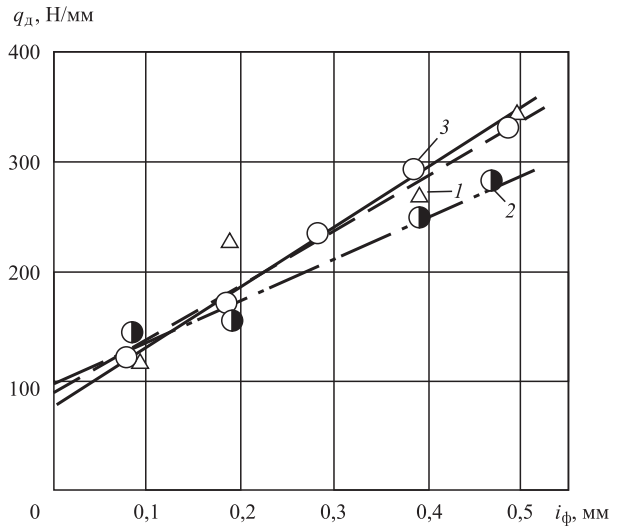


Рис. 3. Зависимость удельной силы ОППД $q_д$ образцов-заготовок из латуни ЛС 59-1 от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки:
1 — 0 %; *2* — 10 %; *3* — 20 %

щей присадки 10 % в базовом масле И-40 и в диапазоне $i_ф$ = 0,1...0,5 мм возможно снижение удельной силы ОППД на 1,0...13,7 % соответственно.

На рис. 4 представлена зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности *Ra* [5]. Установлено, что в диапазоне $i_ф$ < 0,44 мм наиболее эффективно содержание присадки 20 %, а при $i_ф$ > 0,44 мм улучшение качества поверхности происходит при содержании присадки 10 %. Это связано с изменением формы и параметров очагов деформации в виде отсутствия при $i_ф$ > 0,44 мм положительной волны внеконтактной деформации на рабочем конусе фильеры [2]. При этом реализуется более благоприятный режим трения, близкий к гидродинамическому, с более интенсивной пластификацией деформируемого слоя поверхностно-активными компонентами металлоплакирующей смазки.

О более благоприятном режиме трения и деформирования при $i_ф$ > 0,44 мм при использовании металлоплакирующих смазок свидетельствует зависимость поля рассеяния диаметра образцов-заготовок (рис. 5) [5].

При ОППД по схеме "растяжение" (см. рис. 1) аналогичных образцов-заготовок из дюралюминия Д1Т силовые характеристики [4, 5] данного метода обработки аналитически имеют вид:

$$q_д(0\ \%) = 59{,}33 + 616{,}44 i_ф;$$
$$q_д(10\ \%) = 39{,}76 + 592{,}48 i_ф; \qquad (2)$$
$$q_д(20\ \%) = 19{,}69 + 737{,}37 i_ф.$$

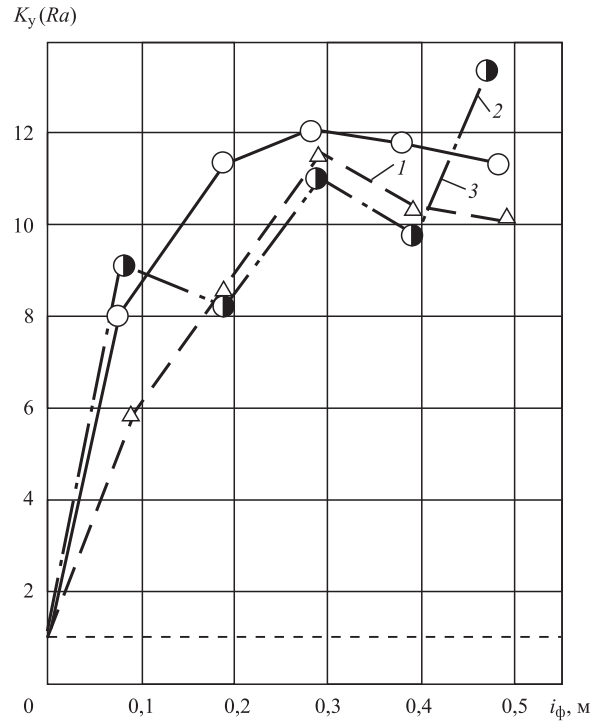


Рис. 4. Зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности $K_у(Ra)$ образцов-деталей из латуни ЛС 59-1 от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки:
1 — 0 %; *2* — 10 %; *3* — 20 %

Аналогичный сравнительный анализ показал, что только при содержании присадки 10 % в базовом масле И-40 в диапазоне $i_ф$ = = 0,1...0,5 мм возможно снижение удельной силы ОППД на 18,0...8,5 % соответственно.

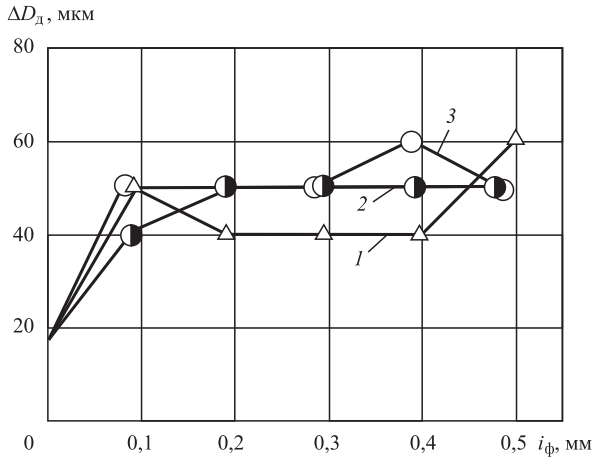


Рис. 5. Зависимость поля рассеяния диаметра $\Delta D_д$ образцов-деталей из латуни ЛС 59-1 от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки:
1 — 0 %; *2* — 10 %; *3* — 20 %

Такой убывающий порядок цифр и силовой эффект объясняются не только закономерностями изменения формы и параметров очага деформации [2], но и наличием в данном материале химически активного алюминия, существенно влияющего на контактные процессы, результаты которых проявляются в виде закономерностей изменения параметров качества $K_y(Ra)$ (рис. 6) и $\Delta D_д$ (рис. 7).

На следующем этапе исследования использовали приспособление, реализующее ОППД по схеме "сжатие" (см. рис. 2). Содержание присадки в базовом масле И-40 было увеличено до 50 %.

При ОППД образцов-заготовок из латуни ЛС 59-1 без противодавления смазки [6] удельная сила аналитически имеет вид:

$$q_д(0\ \%) = 121{,}87 + 1257{,}54 i_ф;$$
$$q_д(50\ \%) = 70{,}88 + 1625{,}08 i_ф. \quad (3)$$

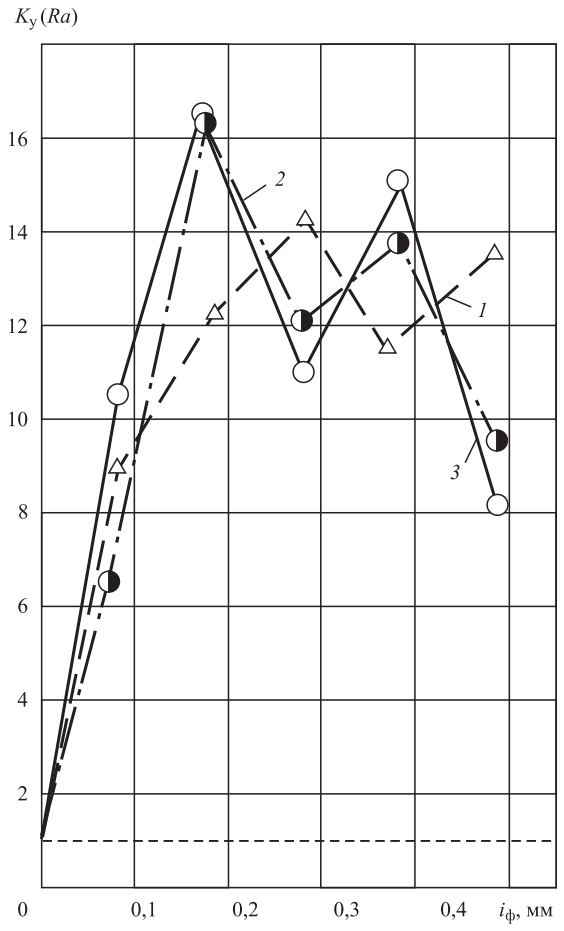


Рис. 6. Зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности $K_у(Ra)$ образцов-деталей из дюралюминия Д1Т от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки:
1 — 0 %; *2* — 10 %; *3* — 20 %

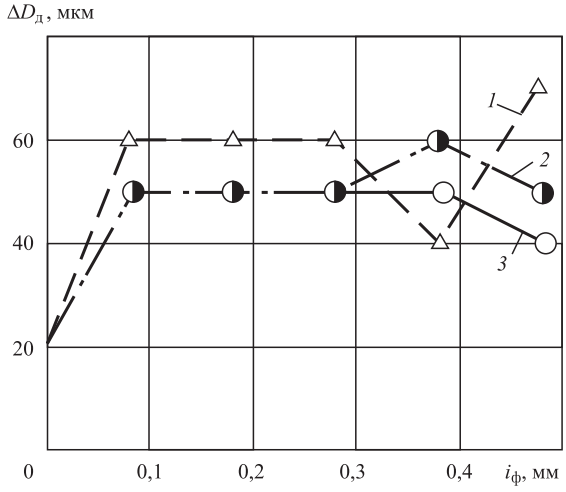


Рис. 7. Зависимость поля рассеяния диаметра $\Delta D_д$ образцов-деталей из дюралюминия Д1Т от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и содержания присадки:
1 — 0 %; *2* — 10 %; *3* — 20 %

Сравнение выражений систем (1) и (3) показало, что при схеме "сжатие" удельная сила почти в 2 раза больше чем при реализации схемы "растяжение". Повышенное содержание присадки не создает ощутимого энергетического эффекта.

При ОППД по схеме "сжатие" (см. рис. 2) без противодавления смазки образцов-заготовок из дюралюминия Д1Т удельная сила:

$$q_д(0\ \%) = 62{,}36 + 2261{,}68 i_ф;$$
$$q_д(50\ \%) = 7{,}894 + 3920 i_ф. \quad (4)$$

Сравнение выражений системы (4) показало, что при содержании присадки 50 % удельная сила ОППД резко возрастает, что крайне неоптимально и может быть связано с чрезмерным пластифицированием деформируемого слоя.

Для лучшего проникновения технологической смазки в очаг деформации через канавки регулярного микрорельефа воздействующей поверхности (рабочего канала) инструмента на следующем этапе исследований в качестве базовой смазки применяли минеральное масло И-20А с содержанием присадки 5 %.

При этом реализовывалось воздействие в виде противодавления смазки через канавки регулярного микрорельефа рабочего канала фильеры по аналогии с работами [6, 10, 11], глубина канавок составляет 6,5 мкм.

Удельная сила ОППД такого способа воздействия имеет вид:

латунь

$$q_д(5\ \%) = 215{,}91 + 1816{,}98 i_ф; \qquad (5)$$

дюралюминий

$$q_д(5\ \%) = 58{,}84 + 4441{,}6 i_ф. \qquad (6)$$

Анализ полученных результатов показал, что еще большая сила ОППД, как и в работе [10], связана с полным заполнением регулярного микрорельефа воздействующей поверхности инструмента обрабатываемыми материалами, обладающими высокой пластичностью.

Из анализа очагов деформации (рис. 8, 9) следует, что на рабочем конусе фильеры по сравнению со схемой "растяжение" [2] возникает более значительная по высоте положительная волна внеконтактной деформации, еще более препятствующая по-

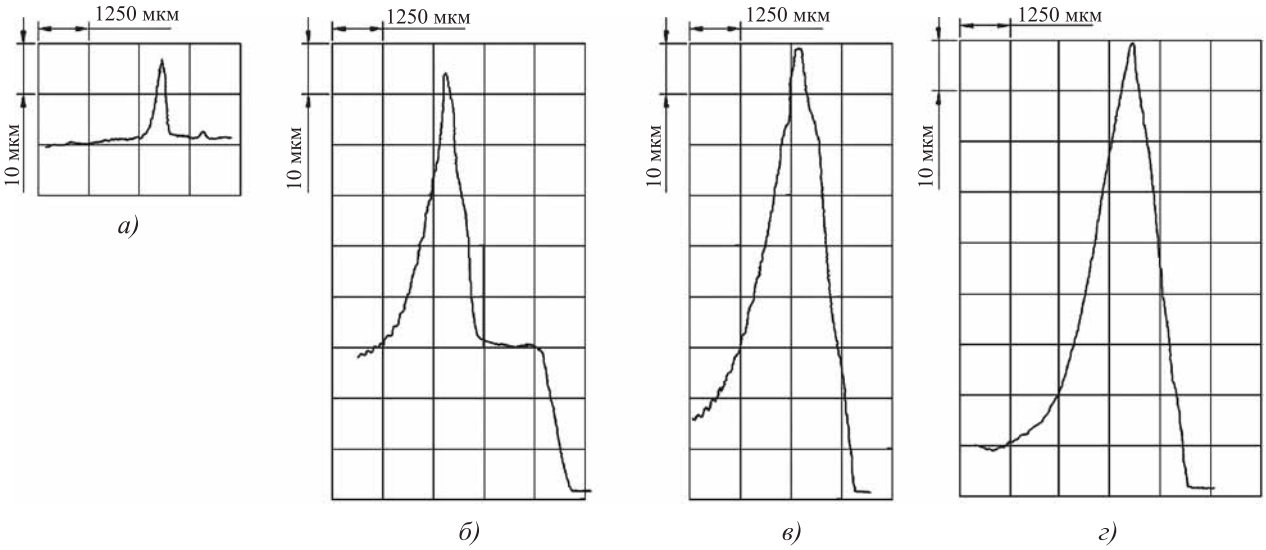


Рис. 8. Продольные профилограммы очага деформации при ОППД образцов-заготовок из латуни ЛС 59-1 по схеме "сжатие" (смазка И-20А + 5 % "Валена"):

а — $i_ф$ = 0,02 мм; *б* — $i_ф$ = 0,07 мм; *в* — $i_ф$ = 0,12 мм; *г* — $i_ф$ = 0,17 мм

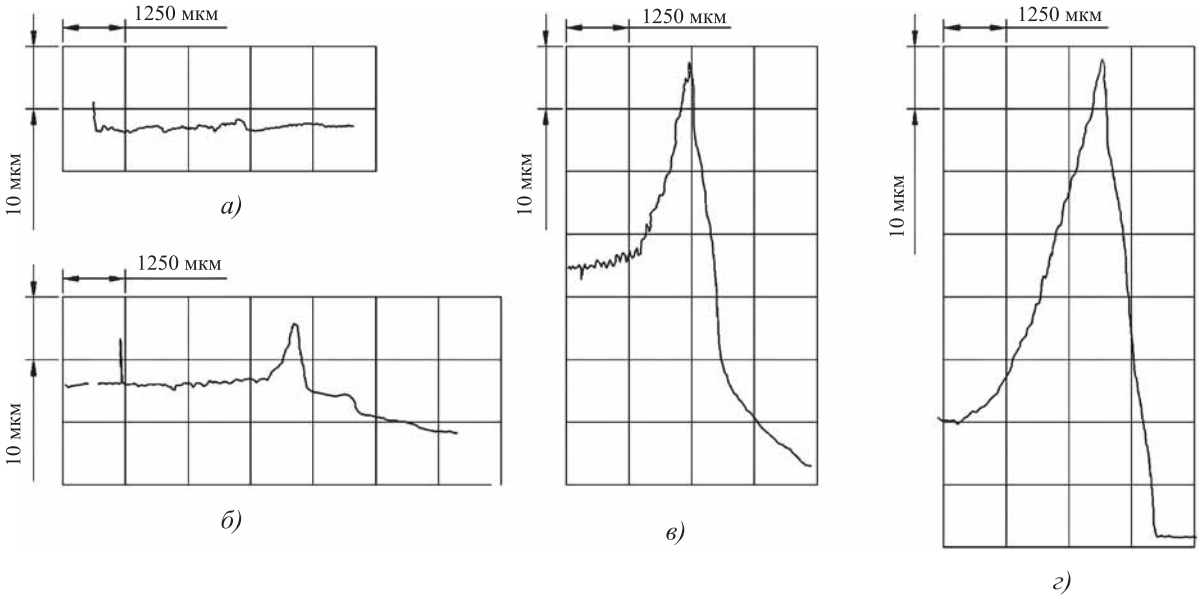


Рис. 9. Продольные профилограммы очага деформации при ОППД образцов-заготовок из дюралюминия Д1Т по схеме "сжатие" (смазка И-20А + 5 % "Валена"):

а — $i_ф$ = 0,02 мм; *б* — $i_ф$ = 0,07 мм; *в* — $i_ф$ = 0,12 мм; *г* — $i_ф$ = 0,17 мм

ступлению смазки в канавки регулярного микрорельефа [3].

Полученные результаты позволили окончательно синтезировать [4] оптимально-эффективный способ воздействия при реализации схемы "растяжение" — патент 2560475 РФ.

Оптимально-эффективный способ воздействия при ОППД заготовок из пластичных материалов по схеме "сжатие" включает в себя обработку фильерой с винтовой макрогеометрией рабочего канала [12] по аналогии с [13], а также применение заготовок с регулярной микрогеометрией поверхности, созданной предварительно охватывающими инструментами типа [14, 15].

Заключение. Показана эффективность инструментов с регулярным микрорельефом поверхности в условиях различных технологий применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского.

Полученные результаты можно использовать при разработке перспективных методов ОППД заготовок из нешлифуемых материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.
2. **Теоретические** и экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях применения металлоплакирующих смазочных материалов / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 11—17.
3. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Косарев И.В. и др.** Формирование очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3—7.
4. **Щедрин А.В., Кострюков А.А. Чихачева Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.
5. **Повышение** качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21—25.
6. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю.** Совершенствование технологии применения металлоплакирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 8—12.
7. **Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 29—33.
8. **Проектирование** инструмента со сферическими деформирующими элементами для охватывающей комбинированной обработки длинномерных заготовок / А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2015. № 8. С. 59—61.
9. **Зайдес С.А., Исаев В.Н.** Технологическая механика осесимметричного деформирования. Иркутск: ИрГТУ, 2007. 432 с.
10. **Гаврилов С.А., Щедрин А.В.** Совершенствование технологий применения металлоплакирующего кондиционера в методах комбинированной обработки // Вестник машиностроения. 2012. № 6. С. 75—78.
11. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Воронков В.И.** Теоретико-экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях противодавления металлоплакирующих смазочных материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 10. С. 11—15.
12. **Shchedrin A.V., Skoromnov V.M.** Combined-reduction draw in dies // Russian Engineering Research. 2001. Vol. 21. № 9. P. 64—65. USA.
13. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20—24.
14. **Щедрин А.В., Кострюков А.А.** Перспективные инструменты для реализации методов комбинированной охватывающей обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 7. С. 45—46.
15. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачева Н.Ю.** и др. Повышение эффективности комбинированной охватывающей обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 12—16.

Александр Андреевич Кострюков,
kaaoz@bk.ru;
Алексей Владиславович Щедрин, канд. техн. наук;
Виктор Фёдорович Алёшин, канд. техн. наук;
Кузьма Олегович Климочкин;
Валерий Балахметович Есов, канд. техн. наук

УДК 621.983; 539.374

В.Н. Чудин *(Московский государственный университет путей сообщения Императора Николая II (МИИТ))*

Процесс горячей раздачи при вязкопластическом деформировании

Предложены зависимости для расчета технологических режимов раздачи. Принято состояние вязкопластичности материала при деформировании с нагревом. Использован энергетический метод расчета. Приведены расчетные данные и образцы изделий.

Ключевые слова: вязкопластичность; скорость деформаций; напряжение; давление; сплошность.

Dependences for calculation of technological modes of expansion are offered. State viscoplasticity of the material at heating deformation is accepted. Energy method of calculation is used. The calculated data and samples of products are presented.

Keywords: viscoplasticity; strain rate; stress; pressure; continuity.

В конструкциях реактивных двигательных установок применяют листовые пустотелые детали переменного сечения. Такие детали штампуют раздачей труб. При использовании высокопрочных сплавов операция раздачи осуществляется со стационарным нагревом очага деформаций при регламентированных температурно-скоростных условиях. При этом проявляется вязкость (ползучесть) обрабатываемого материала, зависящая от длительности (скорости) деформирования исходной заготовки [1, 2]. Этот фактор влияет на давление операции, степень формообразования, состояние сплошности (повреждаемости) деформируемого материала и определяет качество изделия.

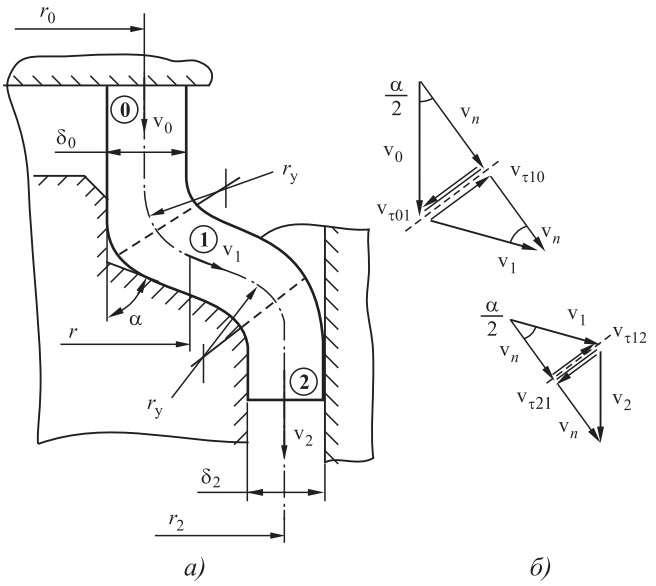


Рис. 1. Схема раздачи (*а*) и скорости на поверхностях разрыва скоростей (*б*)

Рассмотрим операцию раздачи, схема которой показана на рис. 1, где r_0, $r_1 = r$, r_2 — соответственно исходный, текущий и конечный радиусы трубы; δ_0, $\delta_1 = \delta$, δ_2 — толщины стенки трубы, соответствующие этим радиусам; $r_у$ — угловой радиус изделия; α — угол конуса.

Используем энергетический метод расчета [3] применительно к разрывному полю скоростей перемещений. Поле изображено на схеме раздачи (см. рис. 1). Оно состоит из жестких зон "0", "2" и зоны деформаций "1". Скорости перемещения жестких зон соответственно v_0 и v_2 постоянны. Скорость в зоне деформаций v_1 переменна. Зоны разделены поверхностями разрыва скоростей. Деформации происходят в зоне "1" и на поверхностях разрыва скоростей. Установим необходимые для расчета кинематические и энергетические соотношения.

В зоне деформаций "1" кинематика определяется следующими соотношениями [1]:

скорость перемещения точек заготовки

$$v_1 = -v_0 \left(\frac{r_0}{r}\right)^f, \qquad (1)$$

где $f = \dfrac{R}{1+R}$; R — коэффициент анизотропии материала заготовки;

компоненты радиальной ξ_r, окружной ξ_φ и по толщине стенки заготовки ξ_δ скоростей деформаций:

$$\xi_r = \frac{dv_1}{dr};\ \xi_\varphi = \frac{v_1}{r};\ \xi_\delta = -\xi_r - \xi_\varphi. \qquad (2)$$

В соответствии с выражениями (1) и (2) эквивалентные скорость деформаций и деформация выражаются в виде

$$\xi_э = k v_0 r_0^f r^{-1-f}; \qquad (3)$$

$$\varepsilon_э = \int \xi_э dt = \int \frac{\xi_э}{v_1} dr = k \ln \frac{r}{r_0}, \quad (4)$$

где $k = \frac{2}{\sqrt{3}}\left(1 - f + f^2\right)^{\frac{1}{2}}$.

Используя выражение

$$\xi_\delta = \frac{d\delta}{\delta dt} = \frac{v_1 d\delta}{\delta dr}$$

и соотношения (1) и (3), после интегрирования получаем толщину стенки заготовки в зоне деформаций

$$\delta = \delta_0 \left(\frac{r_0}{r}\right)^{1-f}. \quad (5)$$

Состояние горячего материала является вязкопластическим [1, 2] и поэтому эквивалентное напряжение в зоне деформаций определяется с учетом выражений (3), (4):

$$\sigma_э = A\varepsilon_э^m \xi_э^n = Ak^{m+n}\left(v_0 r_0^f r^{-1-f}\right)^n \left(\ln \frac{r}{r_0}\right)^m, \quad (6)$$

где A, m, n — константы материала.

Мощность в очаге деформаций выражается с помощью зависимостей (3)—(5) соотношением

$$N_д = 2\pi \int \sigma_э \xi_э \delta r\, dr = \\ = \frac{2\pi A \delta_0 k^{1+m+n}}{r_0^{-1-nf}} v_0^{1+n} \int_{r_0}^{r_2} r^{-1-n(1+f)} \left(\ln \frac{r}{r_0}\right)^m dr. \quad (7)$$

На поверхностях разрыва скоростей происходят изменения скоростей в связи с поворотами образующих на угол α при изгибах заготовки на оправке и матрице (см. рис. 1, *б*). При изгибе на оправке касательная и нормальная к поверхности разрыва скорости соответственно:

$$v_\tau = v_{\tau 01} + v_{\tau 02} = 2v_0 \sin\frac{\alpha}{2}; \\ v_n = v_0 \cos\frac{\alpha}{2}. \quad (8)$$

Эквивалентные деформация, скорость деформаций и напряжение при условии плоской деформации определяются с учетом выражений (8) и уравнения состояния (6):

$$\varepsilon_э = \frac{v_\tau}{\sqrt{3} v_n} = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}; \\ \xi_э = \frac{\varepsilon_э}{t} = \frac{2v_0}{\sqrt{3}\alpha r_y} \sin\frac{\alpha}{2}; \quad (9) \\ \sigma_э = A\left(\frac{2}{\sqrt{3}} \sin\frac{\alpha}{2}\right)^{m+n} \left(\frac{1}{\cos\frac{\alpha}{2}}\right)^m \left(\frac{v_0}{\alpha r_y}\right)^n.$$

На поверхности разрыва скорости при изгибе на матрице аналогично получим

$$v_\tau = v_{\tau 12} + v_{\tau 21} = 2v_0 \left(\frac{r_0}{r_2}\right)^f \sin\frac{\alpha}{2}; \\ v_n = v_0 \left(\frac{r_0}{r_2}\right)^f \cos\frac{\alpha}{2}; \quad (10)$$

$$\varepsilon_э = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}; \\ \xi_э = \frac{2v_0}{\sqrt{3}\alpha r_y} \left(\frac{r_0}{r_2}\right)^f \sin\frac{\alpha}{2}; \quad (11) \\ \sigma_э = A\left(\frac{2}{\sqrt{3}} \sin\frac{\alpha}{2}\right)^{m+n} \left(\frac{1}{\cos\frac{\alpha}{2}}\right)^m \left[\frac{v_0}{dr_y}\left(\frac{r_0}{r_2}\right)^f\right]^n.$$

Суммарная мощность на поверхностях разрыва скоростей согласно соотношениям (8)—(11):

$$N_р = \frac{1}{\sqrt{3}} \sum \sigma_э v_\tau S_р = \\ = 2\pi\delta_0 r_0 v_0^{1+n} \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \sin\frac{\alpha}{2}\right)^{1+m+n} \times \\ \times \left(\frac{1}{\alpha r_y}\right)^n \left(\frac{1}{\cos\frac{\alpha}{2}}\right)^m \left[1 + \left(\frac{r_2}{r_0}\right)^{1-nf}\right], \quad (12)$$

где S_p — площадь поверхности азрыва скорости.

Мощность трения заготовки на конической поверхности оправки определим как

$$N_{тр} = 2\pi\mu q \sin\alpha \int_{r_0}^{r_2} v_1 r dr = \\ = \frac{2\pi q r_0^2}{2-f} v_0 \left[\left(\frac{r_2}{r_0}\right)^{2-f} - 1\right] \sin\alpha, \quad (13)$$

где q — давление раздачи; μ — коэффициент трения.

Давление раздачи получаем в соответствии с уравнением баланса мощностей внешних и внутренних сил [1, 3], учитывая соотношения (7), (12), (13):

$$q \leqslant \frac{N_д + N_р + N_{тр}}{2\pi r_0 \delta_0 v_0}. \quad (14)$$

Давление, как следует из зависимости (14), определяется степенью раздачи и скоростью операции.

Сплошность материала заготовки уменьшается при деформировании. Полная потеря сплошности приводит к разрушению заготовки.

Оценку конечной сплошности материала определяем, используя уравнения кинетики повреждаемости [1, 2]. Примем, что

$$\varepsilon_э = \left(k \ln \frac{r_2}{r_0}\right) \frac{t}{t_к};$$

$$\xi_э = \frac{d\varepsilon_э}{dt}; \qquad (15)$$

$$\sigma_э = A\left(\frac{k}{t_к} \ln \frac{r_2}{r_0}\right)^{m+n} t^m,$$

где t, $t_к$ — текущее и конечное время операции.

По энергетическому уравнению, используя выражения (15), получаем

$$\psi = 1 - \int \sigma_э \xi_э dt = 1 - \frac{At^{-n}}{A_{пр}(1+m)}\left(k \ln \frac{r_2}{r_0}\right)^{1+m+n}. \qquad (16)$$

По деформационному уравнению

$$\psi = 1 - \frac{\varepsilon_э}{\varepsilon_{э.пр}} = 1 - \frac{k}{\varepsilon_{э.пр}} \ln \frac{r_2}{r_0}, \qquad (17)$$

где $1 \geqslant \psi \geqslant 0$ — сплошность материала при $0 \leqslant t \leqslant t_{кр}$; $t_{кр}$ — критическое время; $A_{пр}$ — предельная удельная работа разрушения; $\varepsilon_{э.пр}$ — предельная эквивалентная деформация.

Сплошность зависит от степени раздачи и времени (скорости) (16) или только от степени раздачи (17) для различных групп материалов. Критическая степень формоизменения следует из данных зависимостей при $\psi = 0$.

Расчеты выполнены для раздачи изделий из титанового сплава ВТ6С при температуре 900 °С и алюминиевого сплава АМг6 при 450 °С. Приняты размеры: $r_0 = 0{,}1$ м; $r_2 = 0{,}2$ м;

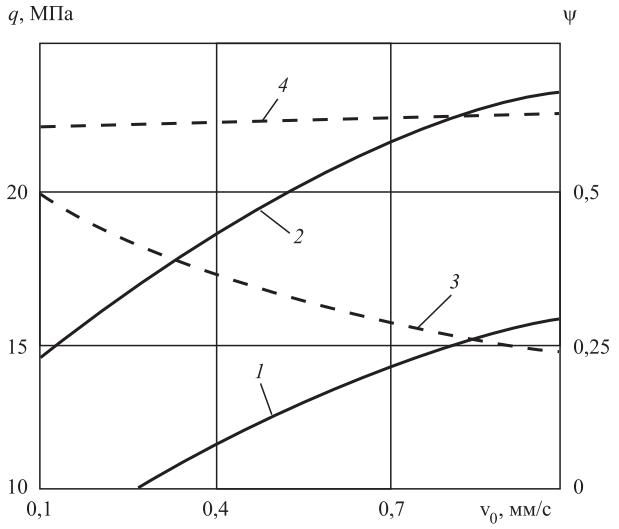


Рис. 2. Зависимости $q(v_0)$ и $\psi(v_0)$ при раздаче:
1, 2 — давление для АМг6 и ВТ6С соответственно; *3, 4* — сплошность материалов этих сплавов

Рис. 3. Детали, полученные раздачей

$\delta_0 = 4 \cdot 10^{-3}$ м; $\alpha = 40°$. Константы материалов приняты по данным работы [1].

Зависимости давления q операции и изменения сплошности ψ материалов приведены на рис. 2. Из графиков следует, что давление операции в пределах заданных скоростей раздачи увеличивается в 1,5—2 раза при повышении скорости от 0,1 до 1 мм/с. Сплошность сплава АМг6 в краевой части изделия значительно уменьшается при увеличении скорости, а для сплава ВТ6С сплошность от скорости не зависит. Таким образом, при данных температурах степень раздачи заготовок из алюминиевого сплава может быть увеличена в результате снижения скорости операции.

Образцы промышленных деталей, входящих в систему двигательной установки летательных аппаратов, показаны на рис. 3.

Выводы

1. Давление при горячей раздаче зависит от степени формоизменения и скорости операции. При их увеличении давление повышается.

2. Сплошность материала заготовки уменьшается в процессе раздачи. Уменьшение скорости способствует меньшей потере сплошности для одних групп материалов. Для других групп — потеря исходной сплошности от скорости не зависит, а определяется степенью раздачи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** формоизменение анизотропных материалов жестким инструментом при кратковременной ползучести / С.С. Яковлев и др. М.: Машиностроение, 2009. 412 с.

2. **Чудин В.Н.** Вязкопластическое деформирование анизотропной трубы коническим инструментом // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 7. С. 13—16.

3. **Теория** обработки металлов давлением / В.А. Голенков и др. М.: Машиностроение, 2009. 442 с.

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук,
vladimir-chudin@yandex.ru

УДК 621.771.8

А.В. Шапарев, И.А. Савин *(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева — КАИ)*

Расчет деформации, необходимой для образования соединения слоев при совместной холодной прокатке стали 18ЮА и латуни Л90

Рассмотрено получение биметаллических полос способом холодного плакирования при прокатке, при котором соединение разнородных металлов осуществляется на плакировочном стане "кварто" в результате совместной прокатки с большим единичным обжатием. Установлено, что состояние контактных поверхностей в значительной мере определяет процесс соединения металлов в холодном состоянии. Показано, что деформация первичного схватывания снижается при уменьшении толщины поверхностных пленок и увеличении размеров блоков разрушения. Получены аналитические зависимости, позволяющие в первом приближении для реальных технологических процессов производства биметаллов прогнозировать значение деформации схватывания и прочности соединения металлов в зависимости от показателей пластичности упрочненного поверхностного слоя, формы, толщины и средних размеров блоков разрушения упрочненного поверхностного слоя, а также технологических факторов (относительного обжатия, коэффициента внешнего трения, натяжения, радиуса валков).

Ключевые слова: биметалл; относительное обжатие; холодная прокатка; сила схватывания; упрочненный поверхностный слой.

The obtaining of bimetal strips by cold cladding at rolling, in which the connection of dissimilar metals is carried out on cladding mill "quarto" as result of joint rolling with large single compression is considered. It is established that condition of the contact surfaces largely determines the joining metals process in cold state. It is shown that deformation of primary setting time is reduced while reducing of surface films thickness and increase of sizes of the blocks of destruction. Analytical dependences, allowing in first approximation to the real technological processes of production of bimetals to predict the value of setting deformation and bonding of metals depending on the ductility of the hardened surface layer, shape, thickness and average sizes of fracture block of the hardened surface layer, as well as technological factors (relative compression, coefficient of external friction, tension, radius of rolls) are received.

Keywords: bimetal; relative compression; cold rolling; setting force; hardened surface layer.

Расширение производства и применения биметаллов и изделий из них в различных отраслях промышленности требует совершенствования существующих и разработки новых прогрессивных технологических процессов изготовления биметаллов, в том числе способом рулонной холодной прокатки (холодным плакированием).

Состояние исследований по созданию новых технологических процессов получения биметаллических полос отстает от потребностей практики. Это относится и к производству биметаллических полос латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 по ОСТ 3-6648—91 (биметалл 1), предназначенных для изготовления изделий способом глубокой вытяжки. К биметаллу 1 предъявляются жесткие требования по механическим свойствам, микроструктуре, прочности соединения слоев и точности размеров.

Технология производства биметалла 1 должна обеспечить полный комплекс требуемых свойств.

В связи с освоением производства биметаллических полос по ОСТ 3-6649—91 (биметалл 3) способом холодного плакирования в рулонах в ПАО "Нытва" возникла необходимость организации производства более толстых

биметаллических полос толщиной 2,9...3,2 мм по ОСТ 3-6648—91 (биметалл 1).

Производство биметалла 1 способом холодного плакирования с требуемыми свойствами возможно в условиях ПАО "Нытва", однако в связи с необходимостью использования стальной заготовки толщиной до 6,0 мм требуется дополнительное исследование возможности образования соединения слоев биметалла 1 в холодном состоянии.

Рассмотрим процесс получения биметаллических полос способом холодного плакирования при прокатке, при котором соединение разнородных металлов осуществляется на плакировочном стане "кварто" в результате совместной прокатки с большим единичным обжатием (50 % и более). В отличие от процессов горячей прокатки биметаллов [1] при холодном плакировании температура полосы на выходе из валков обычно не превышает 180 °С, поэтому в первом приближении влияние температуры и связанных с ней особенностей деформации на процесс образования соединения слоев можно не учитывать.

В данном случае биметалл имеет компоновку МТМ (мягкий—твердый—мягкий) с соотношением толщин слоев 1:18:1. Материал основы — сталь 18ЮА или 11ЮА, а плакировки — латунь Л90. Экспериментальные кривые упрочнения компонентов биметалла стали 18ЮА и латуни Л90 в диапазоне относительных деформаций ε от 0 до 0,6 аппроксимированы выражениями:

$$\sigma_т = 260 + 482,847\varepsilon^{0,676};\ \ \Delta_{max} = 3,95\ \%;$$

$$\sigma_т = 175 + 525,773\varepsilon^{0,688};\ \ \Delta_{max} = 2,81\ \%,$$

где Δ_{max} — относительная погрешность.

При холодной прокатке полос МТМ выделено две зоны в очаге деформации (см. рисунок) [2]:

I — на входе полосы в очаг деформации, где происходят деформация только мягкого слоя и скольжение слоев, а также выравнивание механических свойств латуни Л90 и стали 18ЮА.

II — далее до выхода полосы из валков, где происходит равномерная пластическая деформация слоев за счет выравнивания механических свойств латуни Л90 и стали 18ЮА и образования очагов первичного схватывания слоев [1].

При холодной прокатке биметаллических полос латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90

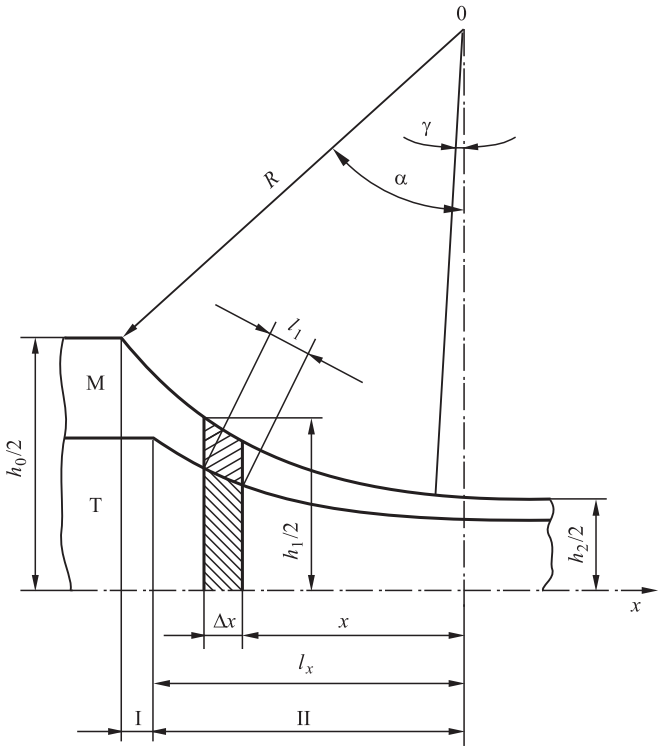


Схема очага деформации при холодной прокатке биметаллических лент

с соотношением толщин слоев 1:18:1 сдвиг слоев относительно друг друга происходит на участке 4...5 % от длины очага деформации [3], поэтому ввиду его малости принимаем деформацию равномерной по всему очагу деформации.

Ввиду равномерности послойных деформаций в зоне очага деформации II при прокатке, предполагаем, что происходит выравнивание пределов текучести слоев вследствие упрочнения мягкого слоя. Поэтому схемы соединения однородных и разнородных металлов принципиально не отличаются друг от друга и далее будем рассматривать модель соединения металлов при совместной пластической деформации, отвечающую требованиям однородных и разнородных металлов.

Распределение давления по очагу деформации при прокатке биметаллических полос, скомпонованных по схеме МТМ, рассчитано в работе [3] с учетом внешнего и межслойного трения на основе формул А.И. Целикова для однородных полос. В данном случае, учитывая, что плакирующий слой очень тонкий, решаем задачу, в отличие от работы [3], как для монометалла по известным формулам А.И. Целикова [4] с коэффициентом внешнего трения между плакирующим слоем и стальным валком при прокатке без смазки.

Распределение удельного давления прокатываемого металла на валок вдоль очага деформации для зоны отставания и опережения соответственно [4]:

$$p = (2\tau_s/\delta_0)\left[(\delta_0 - 1)(h_0/h_н)^{\delta_0} + 1\right]; \quad (1)$$

$$p = (2\tau_s/\delta_1)\left[(\delta_1 + 1)(h_н/h_1)^{\delta_0} - 1\right], \quad (2)$$

где $\delta_0 = \mu/\operatorname{tg}\left[(\alpha+\gamma)/2\right]$; $\delta_1 = \mu/\operatorname{tg}(\gamma/2)$ — коэффициенты; μ — коэффициент внешнего трения; α — угол захвата полосы при прокатке, рад; γ — нейтральный угол, рад, $\sin\gamma = (\sin\alpha)/2 - (1-\cos\alpha)/2\mu$; τ_s — предел текучести сдвига, Н/мм^2; h_0 — исходная толщина полосы, мм; h_1 — толщина полосы в момент начала разрушения поверхностных пленок, мм; $h_н$ — высота нейтрального сечения полосы, мм.

Выделив в очаге деформации элемент полосы длиной Δx, определим давление, необходимое для первичного схватывания металлов в очаге деформации при холодной прокатке

$$p_с = 2\tau_s zk/a_{ср}\left[(h_1/h_2) - 1\right], \quad (3)$$

где z — толщина предварительно упрочненного поверхностного слоя стали, который разрушается при совместной холодной прокатке на блоки; $a_{ср}$ — средний размер блоков разрушения; k — коэффициент, характеризующий геометрическую форму блоков разрушения, т.е. соотношения геометрических размеров в одной плоскости; h_2 — конечная толщина биметаллической полосы при выходе из очага деформации, мм.

По данным эксперимента измерений на автоматическом структурном анализаторе (электронном микроскопе) OPIQUANT и статистических расчетов получено $a_{ср}$ = 0,0308 мм; k = 2,024 [1].

При расчете по формулам (1) и (2) установлено, что первичное схватывание наступает при $p_с \leqslant p$, т.е. при $x/l_x \geqslant 0,4$.

В зависимости от параметров относительной деформации ε, относительной деформации в момент начала разрушения упрочненных контактных поверхностей $\varepsilon_р$, соотношения толщины и геометрических размеров блоков разрушения на контактной поверхности z/a первичное схватывание металлов при прокатке может быть вообще невозможным из-за чрезмерно большого требуемого давления схватывания. Уменьшение давления схватывания вдоль очага деформации при прокатке обусловлено растеканием контактных поверхностей и увеличением размеров трещин между блоками (приняли, что блоки разрушения в очаге деформации при прокатке из-за наклепанного состояния не изменяют своих размеров).

Вычислим по полученным данным примерное значение деформации первичного схватывания слоев при холодной прокатке биметалла латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90. Для этого необходимо определить величину $\varepsilon_р$, при которой происходит разрушение контактных поверхностей в очаге деформации при прокатке.

Из многочисленных исследований установлено, что при механической зачистке контактных поверхностей происходит их упрочнение, т.е. уменьшается пластичность. Нижележащие слои металла сохраняют при этом исходную пластичность. Для прогнозирования соединения металлов необходимо знать значение относительной деформации $\varepsilon_р$, при которой начнется разрушение контактных поверхностей и последующее образование "мостиков" сцепления.

Для количественного определения $\varepsilon_р$ использовали расчетный аппарат теории разрушения В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова. Накопленную степень деформации сдвига поверхностного слоя $\Lambda^п$ стальной основы биметалла определяли экспериментально, а степень деформации сдвига контактной поверхности стали до разрушения $\Lambda_р^п$ — по диаграмме пластичности стали в зависимости от показателя напряженного состояния.

Накопленную степень деформации сдвига поверхностного слоя стальной основы биметалла до разрушения и сечение очага деформации, в котором произойдет разрушение контактных поверхностей, определяли по экспериментальным зависимостям микротвердости стали от степени деформации сдвига при прокатке и распределению микротвердости по глубине наклепанного слоя при иглофрезеровании [1].

Показатель напряженного состояния K вдоль очага деформации при прокатке рассчитывали по формуле из работы [5]

$$K = \sigma/T = (p/0,58\sigma_s) - 1, \quad (4)$$

где σ — среднее напряжение в точке, Н/мм^2; T — интенсивность касательных напряжений, Н/мм^2; σ_s — текущий предел текучести стали, Н/мм^2.

Величину σ_s определяли из кривой упрочнения стали 18ЮА. Для вычисления удельного давления определяли распределение давления p вдоль очага деформации. По эпюрам распределения удельного давления p_x вдоль очага деформации, зависимостям $\varepsilon(x)$ и $\tau_s(x)$ рассчитывали зависимость $K(x)$ [1].

Зная показатель напряженного состояния в любом сечении очага деформации, можно по диаграмме пластичности определить степень деформации сдвига контактных поверхностей до разрушения $\Lambda_{\text{р}}^{\text{п}}$. С другой стороны, зная накопленную деформацию контактной поверхности $\Lambda^{\text{п}} = 1{,}38$, исследовали, как изменяется степень использования запаса пластичности контактных поверхностей вдоль очага деформации.

Подставляя значение накопленной степени деформации сдвига контактных поверхностей на входе в очаг деформации $\Lambda^{\text{п}} = 1{,}38$ и $\Lambda_{\text{р}}^{\text{п}}$ в функции K [1], получаем, что степень использования запаса пластичности контактных поверхностей:

$$\Psi_{\text{п}} = \Lambda^{\text{п}}/\Lambda_{\text{р}}^{\text{п}} \geqslant 1{,}0 \qquad (5)$$

по всему очагу деформации при прокатке.

Таким образом, предварительно упрочненные контактные поверхности (в результате обработки металлическими щетками или иглофрезерованием) разрушаются с образованием сетки трещин в момент входа полосы в очаг деформации, т.е. в данном случае $\varepsilon_{\text{р}} = 0$.

Заменяя в формуле (3) величины h_1 и h_2 через $\varepsilon_{\text{р}}$ и $\varepsilon_{\text{с}}$, находим давление схватывания слоев биметалла

$$p_{\text{с}} = \frac{2\tau_s zk}{a\left[(h_1/h_2)-1\right]} = \frac{2\tau_s zk\left(1-\varepsilon_{\text{с}}\right)}{a\left(\varepsilon_{\text{с.п}}-\varepsilon_{\text{р}}\right)}, \qquad (6)$$

где $\varepsilon_{\text{с.п}}$ — степень деформации, при которой происходит первичное схватывание слоев биметалла.

Так как первичное схватывание слоев биметалла возможно только при соотношении $p \geqslant p_{\text{с}}$, то приравнивая правые части в формулах (3) и (6), получаем степень деформации схватывания

$$\varepsilon_{\text{с}} = \frac{2zk\delta_0 + a\varepsilon_{\text{р}}\left[\left(\xi_0\delta_0-1\right)\left(h_0/h_{\text{н}}\right)^{\delta_0}+1\right]}{2zk\delta_0 + a\left[\left(\xi_0\delta_0-1\right)\left(h_0/h_{\text{н}}\right)^{\delta_0}+1\right]}. \qquad (7)$$

Установлено, что $a_{\text{ср}} = 0{,}0308$ мм; $k = 2{,}024$; $z = 0{,}01$ мм [6]. Исходная толщина биметаллической полосы $h_0 = 6{,}4$ мм, относительное обжатие при плакировании $\varepsilon = 0{,}55$. Принимаем коэффициент внешнего трения между стальным валком и латунным покрытием $\mu = 0{,}1$ [4]. Параметры очага деформации, вычисленные по известным зависимостям [4]: угол захвата $\alpha = 0{,}133$ рад; нейтральный угол $\gamma = 0{,}022$ рад; высота нейтрального сечения $h_{\text{н}} = 2{,}97$ мм; параметр $\delta_0 = 1{,}288$. В результате расчета по формуле (7) получено $\varepsilon_{\text{с}} = 0{,}488...0{,}536$.

Минимальная деформация первичного схватывания биметаллических полос латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90, определенная экспериментально [6], составляет $\varepsilon_{\text{с}} = 0{,}45...0{,}50$. Таким образом, получено хорошее соответствие экспериментальных и теоретических данных.

Из формулы (6) следует, что деформация первичного схватывания зависит от соотношения толщины z и геометрических размеров a блоков разрушения на контактной поверхности, коэффициента геометрической формы блоков разрушения k, внешнего трения, натяжения полосы, диаметра валков, толщины полосы.

При практическом использовании полученных зависимостей необходимо учитывать, что величины z/a, k, ε_s зависят от природы материалов и способов обработки контактных поверхностей перед холодным плакированием.

Определим относительную прочность сцепления слоев для широкого интервала обжатий при холодной прокатке биметаллических полос с упрочненными контактными поверхностями после их механической зачистки. Считаем, что степень использования запаса пластичности контактных поверхностей $\Psi_{\text{п}} > \Psi$, где Ψ — степень использования запаса пластичности соединяемых металлов.

Пусть при достижении степени деформации сдвига

$$\Lambda_1 = 2\ln\left(h_0/h_1\right) \qquad (8)$$

начинается процесс разрушения поверхностных пленок на отдельные блоки, а соединение металла происходит в момент вступления в контакт ювенильных поверхностей.

Пусть физические и термодинамические условия деформации согласуются с требованиями (по физическому контактированию, активации поверхностей и др.), необходимыми для

протекания топохимических реакций схватывания на контактирующих поверхностях [7]. Тогда соединение с некоторой прочностью (при этом прочность "мостиков" сцепления равна прочности соединяемых металлов) наступает в момент достижения степени деформации сдвига при прокатке

$$\Lambda_2 = 2\ln(h_0/h_2). \quad (9)$$

Площадь ювенильной поверхности, по которой происходит соединение за счет образования "мостиков" сцепления

$$S_y = S_2 - S_1, \quad (10)$$

где S_1, S_2 — геометрическая площадь взаимного контакта металлов в момент начала разрушения контактных поверхностей и после деформации, мм^2.

Так как

$$S_1/S_0 = h_0/h_1;\ S_2/S_0 = h_0/h_2,$$

то

$$S_y = S_0 h_0\left[(1/h_2) - (1/h_1)\right], \quad (11)$$

где S_0 — геометрическая площадь взаимного контакта металлов до прокатки, мм^2.

Считая, что соединение металлов происходит только по ювенильным поверхностям, приближенно сила разрушения полученного соединения

$$P_r = S_y\sigma_в = (S_2 - S_1)\sigma_в, \quad (12)$$

где $\sigma_в$ — текущее значение предела прочности соединяемых металлов, Н/мм^2.

После преобразований получаем

$$P_r/S_2 = \left[1 - (h_2/h_1)\right]\sigma_в. \quad (13)$$

Так как

$$P_r/S_2 = \sigma_{сц},$$

то прочность сцепления слоев биметалла при холодном плакировании

$$\sigma_{сц} = \left[1 - (h_2/h_1)\right]\sigma_в. \quad (14)$$

Выражая конечную высоту полосы через степень деформации сдвига при прокатке, имеем

$$h_1 = h_0/\exp(\Lambda_1/2);$$
$$h_2 = h_0/\exp(\Lambda_2/2). \quad (15)$$

После преобразований получаем в окончательном виде

$$\sigma_{сц}/\sigma_в = 1 - \exp\left[(\Lambda_1 - \Lambda_2)/2\right]. \quad (16)$$

Из уравнения (16) можно рассчитать прочность соединения слоев биметалла в случае, когда упрочненный поверхностный слой имеет минимальную толщину, т.е. $z \to 0$.

Уравнение (16) удовлетворяет граничным условиям: при $\Lambda_1 = 0$ (разрушении окисных пленок в первый момент деформирования) и $\Lambda_2 = 0$ соединение металлов невозможно, $\sigma_{сц} = 0$; при $\Lambda_2 \to \infty$ (достаточно больших значениях степени деформации) получаем соединение с максимально возможной прочностью ($\sigma_{сц} \approx \sigma_в$) за счет образования "мостиков" сцепления и погружения осколков поверхностных пленок в нижележащие слои соединяемых металлов.

Для проверки зависимости $\sigma_{сц}/\sigma_в = f(\Lambda_1, \Lambda_2)$ использовали экспериментальные данные работы [1]. При холодной прокатке двухслойных алюминиевых полос со степенью деформации сдвига $\Lambda_2 = 2{,}78$ получена прочность соединения слоев $\sigma_{сц}/\sigma_в = 0{,}624...0{,}692$. Разрушение окисных пленок толщиной 0,05 мм, находящихся на контактных поверхностях, начинается при $\Lambda_1 = 0{,}1$. Прочность соединения металлов $\sigma_{сц}/\sigma_в = 0{,}74$; для сравнения из работы [5] $\sigma_{сц}/\sigma_в = 0{,}714$ (при $\Lambda_2 = 2{,}78$ имеем $\sigma_в \approx \sigma_s$).

Зависимости $\sigma_{сц}/\sigma_в = f(\Lambda_1, \Lambda_2)$ из работы [5] приводят к значительной погрешности при вычислении прочности соединения металлов в широком интервале степеней деформации сдвига (например, при начальных значениях). Зависимость (16) позволяет рассчитывать прочность соединения металлов в широком интервале степени деформации сдвига с приемлемой точностью.

На основании экспериментальных данных определены аппроксимирующие зависимости для случаев:

$p/2\tau_s = 1{,}6$

$$\sigma_{сц}/\sigma_в = -0{,}00219 - 0{,}0431\Lambda + 0{,}292\Lambda^2 - 0{,}0612\Lambda^3; \quad (17)$$

$p/2\tau_s = 4{,}4$

$$\sigma_{сц}/\sigma_в = -0{,}0443 + 0{,}182\Lambda + 0{,}323\Lambda^2 - 0{,}103\Lambda^3. \quad (18)$$

Получено удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных данных. Уравнения (17) и (18) удовлетворяют критериям Фишера, Стьюдента, Кохрена и являются адекватными, т.е. отклонение экспериментальных и расчетных данных не превышает 5 %. Последовательность обработки результатов данного эксперимента подробно показана в работе [1].

Заключение. Установлено, что средний размер "мостиков" сцепления при соединении стали с латунью в холодном состоянии составляет 7,944 мкм, блоков разрушения 30,755 мкм, коэффициент геометрической формы блоков 2,024.

Подтверждено, что состояние контактных поверхностей в значительной мере определяет процесс соединения металлов в холодном состоянии.

Показано, что деформация первичного схватывания снижается при уменьшении толщины поверхностных пленок и увеличении размеров блоков разрушения.

Получены аналитические зависимости, позволяющие в первом приближении для реальных технологических процессов производства биметаллов прогнозировать значение деформации схватывания и прочности соединения металлов в зависимости от пластичности упрочненного поверхностного слоя, формы, толщины и средних размеров блоков разрушения, а также технологических факторов (относительного обжатия, коэффициента внешнего трения, натяжения, радиуса валков и др.).

Результаты исследования апробированы в ООО "Сатурн" (г. Набережные Челны) при производстве фурнитуры [6, 7] и переданы для использования в ПАО "Нытва" [1].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шапарев А.В., Савин И.А.** Совершенствование технологии производства биметаллических лент. Курск: Университетская книга, 2015. 241 с.
2. **Двухстороннее** плакирование стали медью методом холодной прокатки / Э. Танака, Т. Фукуда, Е. Судзуки и др. // Сосей то како. 1971. Т. 12. № 127. С. 622—630.
3. **Исследование** влияния режимов прокатки и отжига на свойства биметалла сталь-томпак / А.А. Ершов, В.К. Никифоров, П.Ф. Засуха и др. // Технология производства черных металлов: труды УралНИИЧМ. 1971. Т. 2. С. 165—176.
4. **Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е.** Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
5. **Баю Н.** Механизмы, определяющие процесс холодной сварки давлением / Труды Американского общества инженеров-механиков. Конструирование и технология машиностроения. 1979. Т. 101. № 2. С. 173—179.
6. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Анализ влияния теплового баланса на показатель эксплуатационной стойкости пресс-форм для литья под давлением // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 1. С. 7—9.
7. **Особенности** технологии вакуумно-пленочной формовки для литейного производства / П.В. Глухов, И.Э. Валеев, А.В. Шапарев // Научно-методический электронный журнал "Концепт". 2015. Т. 1. С. 2241—2245.

Александр Васильевич Шапарев, канд. техн. наук,
meganeiii@yandex.ru;
Игорь Алексеевич Савин, канд. техн. наук

УДК 621.771.23:669.715

М.А. Гуреева
(Российский новый университет, г. Москва),
О.Е. Грушко, В.В. Овчинников
(Московский политехнический университет),
Г.Г. Клочков
(Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва)

Влияние кальция на анизотропию механических свойств листов алюминиевого сплава типа авиаль

Исследована анизотропия механических свойств плоского проката (листов) из сплава АВ без легирования и с легированием кальцием. Определено влияние легирования кальцием сплава АВ в условиях горячей прокатки, закалки и искусственного старения на изменение механических свойств сплава в различных направлениях. Выявлены возможности управления степенью анизотропии механических свойств листов сплава АВ при его легировании кальцием. Получены практически равные значения механических свойств образцов, вырезанных под разными углами к направлению прокатки.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; сплавы системы Al—Mg—Si; горячая прокатка листов; закалка; искусственное старение; механические свойства; анизотропия; рекристаллизация.

Anisotropy of mechanical properties of flat-rolled products (sheets) from alloy AB without alloying and with alloying calcium is studied. Influence of alloying by calcium of alloy AB at hot rolling, hardening and artificial ageing on the change of mechanical properties of the alloy in different directions is determined. Opportunities to control of anisotropy degree of mechanical properties of sheets from alloy AB at its alloying by calcium are identified. Almost equal values of mechanical properties of samples, cut at different angles to the direction of rolling are received.

Keywords: aluminum alloys; Al—Mg—Si alloys; hot-rolled sheets; hardening; artificial ageing; mechanical properties; anisotropy; recrystallization.

Технология получения листов из алюминиевых сплавов включает в себя изготовление слитков методом литья с последующей прокаткой, которая осуществляется в условиях неоднородного поля напряжений и температур, а также последующую термическую обработку (закалка, искусственное старение, естественное старение). Данная технология приводит к анизотропии механических свойств листов в конечном состоянии.

Известно, что деформированные полуфабрикаты из алюминиевых сплавов в виде плоского проката обладают определенным уровнем анизотропии механических свойств, который может варьироваться в зависимости от режимов термодеформационной обработки [1—3].

При горячей прокатке алюминиевого сплава серии 3000 происходит накопление доли предпочтительных ориентировок по проходам прокатки, несмотря на наличие времени междеформационных пауз, поскольку в процессе горячей прокатки схема деформации практически не меняется, что может приводить к нарастанию анизотропии свойств [4].

В работе [5] описаны механические свойства горячепрессованных полуфабрикатов из сплава системы Al—Mg—Si, практически изотропные на всех стадиях обработки, за исключением заготовок из вторичных материалов.

В последнем случае после закалки и искусственного старения вдоль оси полуфабриката относительное удлинение равно 11 %, а поперек оси 7 %, т.е. выявлена анизотропия пластических свойств, которая не формировалась только после закалки.

Показатель деформационной анизотропии для алюминиевого сплава 1561 [5] увеличился и, соответственно, анизотропия возросла при уменьшении скорости деформации в интервале температур 250...500 °С, причем при температуре 420 °С анизотропия максимальна.

Для сплава серии 7000 получены повышенные прочностные свойства (временное сопротивление и предел текучести) в продольном направлении по отношению к поперечному. Такая же тенденция наблюдается и для относительного удлинения [6].

В [7] установлены влияние внешнего трения при прокатке алюминиевого сплава серии 3000 на формирование текстуры, а также влияние времени старения на качественную смену параметров деформационной анизотропии для сплава 6061. Но при температуре 200 °С и времени старения около 80 мин можно получить практически изотропное состояние, например, для ортогональных направлений измерения свойств.

Влияние скорости деформации на механические свойства сплава 6061 при прессовании труб рассмотрено в статье [8].

В работе [9] представлены исследования влияния скорости прокатки на анизотропию механических свойств алюминиевого сплава АД33. В результате проведения промышленного эксперимента по горячей прокатке алюминиевого сплава 6061 выявлены изменения степени анизотропии листов на уровне различий в механических свойствах: временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения до разрыва. Установлено, что после прокатки, закалки и старения временное сопротивление и условный предел текучести максимальны поперек направления прокатки и минимальны под углом 45°.

Относительное удлинение до разрыва максимально в направлении прокатки после закалки и под углом 45° в состаренном состоянии и минимально поперек направления прокатки. Наибольшее приближение к изотропным свойствам наблюдается в горячекатаном состоянии.

Снижение скорости прокатки приводит к большему упрочнению непосредственно после прокатки, но не влияет на свойства проката в термоупрочненном состоянии [9]. Указанная технология производства плоского проката при снижении анизотропии механических свойств негативно сказывается на производительности оборудования.

Целью данного исследования является установление закономерностей проявления анизотропии при прокатке и термической обработке плоских полуфабрикатов из сплава АВ с легированием и без легирования кальцием.

Для оценки изотропности листов толщиной 1,5 мм были проведены испытания механических свойств на образцах, ориентированных под различными углами к направлению оси прокатки. Заготовки испытывали в состоянии Т (закалка и естественное старение) и Т1 (закалка и искусственное старение).

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

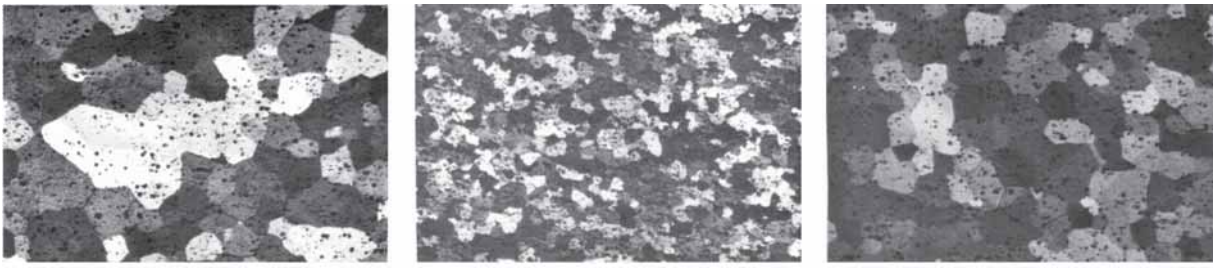
Исследование микроструктуры в литом состоянии показало, что по границам дендритных ячеек располагается избыточная неравновесная эвтектика, содержащая Mg_2Si, грубые первичные интерметаллиды при этом отсутствуют. Гомогенизационный отжиг слитков по стандартному для сплава АВ режиму приводит к растворению Mg_2Si. Гомогенизированные слитки подвергали горячей прокатке до толщины 8,0 мм. После горячей прокатки без предварительного и промежуточных отжигов осуществляли холодную прокатку заготовок до толщины 1,5 мм.

Анализ микроструктуры листов трех исследуемых составов показал заметное различие по размеру зерна и по характеру структуры (рис. 1).

Зерна в сплаве № 1 (без кальция) значительно крупнее, чем в сплаве № 2 (0,15 % Ca): ~150 и ~30 мкм соответственно, они имеют более равноосную (полигональную) форму. Из этого следует, что в материале листа из сплава № 1 прошла собирательная рекристаллизация. Зерна в сплаве

1. Химический состав исследуемых сплавов, % мас.

Номер сплава	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Ca
1 (АВ)	0,72	0,43	0,11	0,12	0,15	—
2	0,75	0,45	0,12	0,17	0,14	0,15
3	0,77	0,40	0,13	0,15	0,14	0,24



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Структура листов из сплава АВ с различным содержанием кальция:
а — без Ca; *б* — 0,15 % Ca; *в* — 0,24 % Ca

№ 2 более вытянуты. Размер зерна в сплаве № 3 составляет более 100 мкм.

Для установления влияния легирующей добавки кальция на формирование текстуры был проведен анализ текстурных компонент, формирующихся в листах в поверхностной части и на глубине 1/4 по толщине.

В средней части сечения листов всех сплавов отмечено присутствие октаэдрической ориентировки сдвигового типа {111}—<011>, которая выражена наиболее отчетливо в сплаве № 2 (0,15 % Ca).

Основной особенностью *прямых полюсных фигур* (ППФ) листов, закаленных после выдержки при температуре 530 °С после нагрева в селитровой ванне, является наличие сильного центрального максимума (~10...20), соответствующего кубической текстуре, формирующейся обычно в процессе рекристаллизации. Помимо кубической текстуры на ППФ подповерхностных слоев сплавов № 1 (без кальция) и № 3 (0,24 % Ca) зафиксированы следы текстуры Госса типа {110}—<001> и компонент {113}—<332>, которая ослабляет способность материала к глубокой вытяжке.

На большинстве полюсных фигур отмечены изолированные, свидетельствующие о присутствии крупных зерен интенсивные максимумы, выстраивающиеся в кольца, соответствующие углу наклона $\chi \approx 55°$, что указывает на возможность формирования аксиальной текстуры {111}<hkl>. Полюсные фигуры сплава № 2 (0,15 % Ca) имеют более регулярный характер, на них практически полностью отсутствуют сильные изолированные максимумы, что свидетельствует о модифицирующем воздействии добавки кальция.

Установлено систематическое изменение интенсивности кубического компонента при варьировании химического состава (содержания кальция), указывающее на возможность регулирования текстуры, и, соответственно, штампуемости изучаемых листов за счет введения в качестве легирующих добавок кальция.

В образцах сплавов № 1 (без кальция) и № 3 (0,24 % Ca) по толщине листа получена неоднородность зеренной структуры — в поверхностном слое прошла собирательная рекристаллизация, во внутренних слоях рекристаллизация идет с образованием сильной кубической текстуры и зерен с ориентацией (113)—(114).

В листах сплава № 2 (0,15 % Ca) резкой неоднородности текстуры по толщине нет, наблюдается выравнивание кубической текстуры по толщине. В поверхностном слое сильные индивидуальные максимумы отсутствуют, в промежуточном слое видны следы текстуры Госса. Во внутреннем слое — цепочка текстурных максимумов, отвечающая регулярности в ориентировке зерен, сформировавшихся при рекристаллизации на ее определенном этапе.

Однородной равномерной зеренной структурой по толщине обладают листы сплава № 2, что должно обеспечить высокую технологичность листов с содержанием легирующей добавки кальция 0,15 % при глубокой вытяжке.

Рентгенофазовым анализом идентифицированы отдельные наиболее интенсивные рефлексы интерметаллических фаз, присутствующих в листах (рис. 2). Для сплавов системы Al—Mg—Si типа авиаль в основном это фазы, содержащие железо, такие как α-(Al, Fe, Si), Al_3Fe, $Al_{18}Cu_4Si$ и др. По интенсивности дополнительных рефлексов примесных фаз сплавы № 1, № 2 и № 3 различаются несущественно. Общее содержание избыточных фаз в сплаве № 2 после закалки составляет ~5 % об.

Оценивая влияние легирующей добавки кальция, как модифицирующего компонента, сдерживающего развитие собирательной

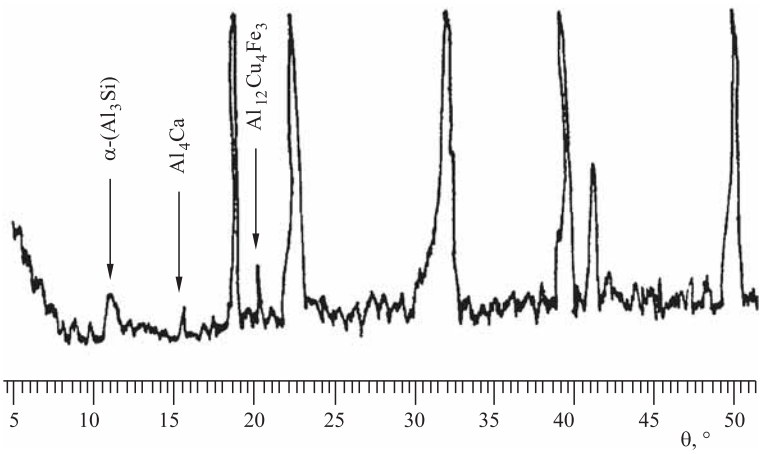


Рис. 2. Дифрактограмма сплава АВ с содержанием кальция 0,15 %

рекристаллизации, следует отметить, что он может, как и другие щелочно-земельные металлы II группы, проявить себя в качестве поверхностно-активного элемента. Не исключено также, что легирующие добавки кальция, как фазообразущего компонента, приводят к образованию дисперсных частиц избыточных интерметаллидных фаз или неорганических соединений, способствующих зарождению новых зерен.

Проведено исследование изотропности листов в состоянии Т в направлениях вдоль (Д), поперек (П) и под углом 45° к оси прокатки (табл. 2).

Полученные результаты механических свойств при растяжении листов из сплавов трех составов в состоянии Т показали, что кальций практически не влияет на уровень механических свойств листов вне зависимости от направления вырезки образцов относительно оси прокатки.

Однако на сплаве № 2 с максимальным содержанием кальция 0,15 % в состоянии полной термической обработки Т1 наблюдается повышение прочностных характеристик при сохранении высокой пластичности в сравнении с аналогичными характеристиками для сплавов № 1 и № 3.

Изотропность листового материала в состоянии Т свидетельствует о том, что при холодной деформации течение металла во всех направлениях будет проходить равномерно. Вероятность образования поверхностных дефектов в одном из направлений или разрушения будет минимальной.

Результаты испытаний технологических свойств листов из сплавов системы Al—Mg—Si с различным содержанием кальция приведены в табл. 3.

Испытания образцов на минимальный угол гиба показали, что сплавы всех трех составов обладают повышенной технологической пластичностью при гибке, $R_{min} = (0{,}6...0{,}8)s$. Лучшую технологическую пластичность при выдавке имеют листы из сплавов с легирующими добавками кальция: максимальный коэффициент $K_{выд}$ и гладкая поверхность испытанных образцов получены для сплава № 2 с 0,15 % Ca, несколько ниже — для сплава № 3 с 0,24 % Ca и минимальный — для сплава № 1 без кальция.

На поверхности образцов сплавов № 3 и № 1 наблюдается дефект типа "апельсиновая корка", что можно объяснить крупным в сравнении со сплавом № 2 зерном и собирательной рекристаллизацией, протекающей в поверхностных слоях листов сплавов № 1 и № 3.

На технологичность листов при изготовлении из них деталей методами холодной деформации, в том числе с глубокими степенями вытяжки, большое влияние оказывает анизотропия материала.

Для оценки изотропности листов толщиной 1,5 мм были проведены испытания механических

2. Механические свойства листов из сплава АВ в состоянии Т с различным содержанием кальция

Номер сплава	Направление вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
		МПа		
1	Д	230...235*/232	69...88/78	26,0...27,0/26,5
	П	215...225/220	71...76/74	24,5...27,0/26,0
	45°	235...235/235	89...95/92	26,0...27,0/26,5
2	Д	225...230/227	88...100/94	22,0...24,5/23,5
	П	230...230/230	98...105/100	22,0...24,5/23,5
	45°	220...235/230	76...85/81	23,0...24,0/23,5
3	Д	225...235/230	95...97/96	24,0...27,0/25,0
	П	225...240/230	88...95/92	26,0...27,0/26,5
	45°	235...240/237	95...98/96	27,0...28,0/27,5

* В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе — среднее значение.

3. Характеристики технологичности листов с различным содержанием кальция из сплава АВ

Номер сплава	R_{min}, мм	$K_{выд}$	H, мм	Дефекты поверхности
1	(0,6...0,8)s	35...38	20	"апельсиновая корка"
2		41...43	23	Нет
3		40...42	22	"апельсиновая корка"

Обозначения: R_{min} — минимальный радиус гибки листа; $K_{выд}$ — коэффициент выдавки; H — высота выдавленного сферического сегмента; s — толщина листа.

свойств на образцах, ориентированных под различными углами к направлению оси прокатки. Заготовки испытывали в состоянии Т (закалка и естественное старение) и Т1 (закалка и искусственное старение) из сплава № 2 (табл. 4 и 5).

Получено, что в листах в состояниях Т и Т1 отсутствует анизотропия механических свойств, что свидетельствует об изотропности материала, деформация во время холодной листовой штамповки будет распределяться во всех направлениях равномерно.

4. Механические свойства листов из сплава № 2 в зависимости от направления вырезки образца в закаленном состоянии

Направление вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
	МПа		
Д	250...255	185...190	28,0...28,5
15°	255...260	185...190	29,0...30,5
30°	255...260	180...185	31,0...31,5
45°	250...260	180...195	28,5...30,5
60°	253...255	175...185	28,5...31,0
75°	250...255	170...180	28,0...30,0
П	255...260	175...180	27,5...28,5

5. Механические свойства листов из сплава № 2 в зависимости от направления вырезки образца в закаленном и искусственно состаренном состоянии

Направление вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
	МПа		
Д	330...335	305...310	13,5...17,5
15°	330...340	300...305	13,0...15,0
30°	335...340	300...310	12,0...15,0
45°	330...335	305...315	14,0...16,0
60°	335...340	300...310	13,0...15,0
75°	335...340	305...310	14,0...15,0
П	330...340	300...305	13,5...17,0

В результате исследований установлено:

— минимальная анизотропия и наиболее стабильные свойства в долевом и поперечном направлениях наблюдаются у листов толщиной 1,0; 1,5 и 3,0 мм, закаленных с температуры (525 ± 5) °С после выдержки 20 мин;

— листы в свежезакаленном состоянии обладают лучшей технологичностью при гибке (0,6...0,8)s. После естественного старения в течение месяца у листов сохраняется удовлетворительная технологическая пластичность при гибке (1,3...1,6)s;

— на листах толщиной 1,5 мм из сплава АВ с 0,15 % Са в состояниях Т и Т1 отсутствует анизотропия механических свойств, что свидетельствует об изотропности материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Текстура** и анизотропия механических свойств титановых и алюминиевых сплавов / С.Я. Бецофен, В.Н. Мацнев, О.С. Костыкова, С.А. Масюков // Авиационная промышленность. 2004. № 4. С. 31—35.
2. **Швечков Е.И.** Анизотропия механических свойств и характеристик трещиностойкости листов из алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 72—84.
3. **Буркин С.П., Бабайлов Н.А., Овсянников Б.В.** Сопротивление деформации сплавов Al и Mg: справ. пособие. Екатеринбург, 2010. 344 с.
4. **Формирование** текстуры деформации при горячей прокатке алюминиевых листов в многоклетьевых непрерывных станах / Е.В. Арышенский, Э.Д. Беглов, А.Ф. Гречникова, М.В. Панкратов // Технология легких сплавов. 2015. № 4. С. 45—52.
5. **Пазылов Ш.Т., Оморов Н.А., Рудаев Я.И.** О деформационной анизотропии алюминиевых сплавов // Вестник ТГУ. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 974—975.
6. **Алюминий:** свойства и физическое металловедение / Пер. с англ. под ред. Хэтча Дж. Е. М.: Металлургия, 1989. 422 с.
7. **Исследование** влияния внешнего трения при горячей прокатке на текстуру ленты из алюминиевого сплава 3104 / Е.В. Арышенский, Э.Д. Беглов, В.Ю. Арышенский, М.А. Панкратов // Производство проката. 2012. № 7. С. 14—17.
8. **Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф.** Влияние скорости деформации на эффект структурного упрочнения прессованных труб из алюминиевого сплава 6061 // Технология легких сплавов. 2007. № 4. С. 123—127.
9. **Исследование** влияния технологии производства плоского проката из сплава системы Al—Mg—Si на анизотропию свойств / Ю.Н. Логинов, М.А. Головнин, М.Л. Лобанов, Н.М. Дорошенко // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 69—74.

Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук,
mag1706@mail.ru;
Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук;
Геннадий Геннадиевич Клочков, канд. техн. наук

УДК 621.785.3:669.715.017:620.18:622.24.05

С.Ю. Кондратьев, О.В. Швецов
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Эксплуатационные возможности бурильных труб из алюминиевых сплавов 1160 и 1953

Исследовано влияние технологических и эксплуатационных факторов на структуру, механические и коррозионные свойства алюминиевых сплавов 1160 и 1953, применяемых для изготовления бурильных труб в нефтедобывающей промышленности. Установлено, что сплав 1160 значительно более устойчив к разупрочнению при технологическом нагреве и эксплуатации в условиях нефтедобычи по сравнению со сплавом 1953. Сформулированы практические рекомендации для изготовления и эксплуатации бурильных труб из сплавов 1160 и 1953.

Ключевые слова: деформируемые алюминиевые сплавы; механические свойства; микроструктура; старение; технологический нагрев; эксплуатационная надежность; бурильные трубы.

The influence of technological and operational factors on the structure, mechanical and corrosion properties of aluminum alloys 1160 and 1953 used for the manufacture of drill pipes in the oil industry is studied. It is established that the alloy 1160 significantly more resistant to softening when technological heated and operating in the conditions of oil production in comparison with the alloy 1953. Practical recommendations for the production and operation of drill pipes from alloys 1160 and 1953 are formulated.

Keywords: deformable aluminum alloys; mechanical properties; microstructure; ageing; technological heating; operational reliability; drill pipes.

В настоящее время в связи с необходимостью освоения глубинных труднодоступных месторождений углеводородного сырья применяют технологии бурения, требующие повышения мощности оборудования или применения материалов, альтернативных стали.

Одной из таких возможностей является замена стали алюминиевыми сплавами для изготовления бурильных труб [1—5]. Опыт применения высокопрочных алюминиевых деформируемых сплавов для изготовления бурильных труб показал их значительные преимущества по сравнению со сталью [6—8]. Одним из главных преимуществ алюминиевых труб является их низкий удельный вес и более высокая удельная прочность.

Однако до настоящего времени применение алюминиевых сплавов является ограниченным. Это связано, в основном, с отсутствием обоснованных практических рекомендаций для выбора технологических параметров изготовления и определения допустимых условий эксплуатации бурильных труб из алюминиевых сплавов.

Бурильные трубы из алюминиевых сплавов изготовляют сборными, используя для соединения труб стальные замки, которые навинчиваются горячей посадкой. При реализации такой технологической операции происходит нагрев материала замка и трубы. Для алюминиевых сплавов подобные нагревы могут оказывать существенное влияние на свойства, инициируя протекание в них диффузионных процессов, приводящих к структурным и фазовым превращениям.

В процессе последующей эксплуатации сборные алюминиевые бурильные трубы (со стальными замками) подвергаются длительному (до ~1000 ч) нагреву до температур ~150 °С и воздействию коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений. Жесткие условия эксплуатации также должны оказывать существенное влияние на структуру и, как следствие, свойства алюминиевых сплавов. Однако влияние таких технологических и эксплуатационных факторов на структуру и свойства алюминиевых сплавов, используемых для изготовления бурильной техники, систематически не исследовано.

Целью работы является исследование влияния технологических параметров изготовления и условий эксплуатации бурильных труб в нефтегазовой промышленности на структуру и свойства алюминиевых сплавов 1160 (Д16Т) и 1953Т1.

Материал и методика исследований. В качестве материала исследования использовали бурильные трубы с наружными диаметрами 147 и 90 мм из алюминиевых сплавов 1160 (Д16Т) и 1953Т1 систем Al—Cu—Mg и Al—Zn—Mg—Cu соответственно (табл. 1).

1. Фактический и стандартный химические составы исследованных сплавов, % мас. (Al — основа)

Марка сплава	Материал	Mg	Zn	Mn	Cu	Zr	Cr	Ti	Fe	Si
Д16Т	Фактический	1,62	0,30	0,53	4,54	—	—	0,08	0,45	0,48
	По ГОСТ 4784—97	1,2...1,8	0,30	0,3...0,9	3,8...4,9	—	—	0,1	0,5	0,5
1953Т1	Фактический	2,6	5,7	0,17	0,45	0,02	0,19	0,05	0,1	0,05
	По ТУ 1-2-592—2003	2,0...3,0	5,6...6,2	0,1...0,3	0,40...0,80	⩽0,10	0,15...0,25	0,02...0,1	⩽0,25	⩽0,2

Материал труб исследовали в состоянии поставки и после эксплуатации на месторождениях. В состоянии поставки трубы были термически обработаны по стандартным режимам: сплав Д16Т — закалка от 500 °С в воде + + естественное старение в течение 4 суток; сплав 1953Т1 — закалка от 480 °С в воде + искусственное старение 24 ч при 125 °С.

Из труб изготовляли стандартные пятикратные цилиндрические образцы d_0 = 6 мм для статических испытаний на растяжение и цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 20 мм для структурных исследований и определения микротвердости сплавов [9].

На основе анализа литературных данных были определены две принципиально важные температурно-временные области исследования, оказывающие наибольшее влияние на материал бурильных труб при изготовлении (технологические факторы) и применении при разработке нефтегазовых месторождений (эксплуатационные факторы).

Нагрев образцов проводили в камерных печах "СНОЛ-1.6.2.5. 1/11-И2". Контроль температуры осуществляли по термопаре, впаянной в центр контрольного образца. Точность регулировки температуры составляла ±2,5 °С. Образцы загружали в печь, предварительно нагретую до заданной температуры, выдерживали заданное время и охлаждали на воздухе. После термического воздействия определяли механические свойства и исследовали структуру сплавов.

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе "Reichert-Jung MeF3A" при увеличениях ×100...500 с использованием программы автоматического количественного анализа изображений согласно ASTM E 1245-03. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы Buehler по стандарту ASTM E 3-95. Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре общего назначения "ДРОН-3,0" в медном излучении.

Механические свойства при статических испытаниях на одноосное растяжение при комнатной температуре определяли по ГОСТ 1497—84. Испытания проводили на разрывной машине "Schenck" с максимальной силой нагружения 200 кН при скорости нагружения 1 мм/мин. Микротвердость определяли по методу Виккерса на приборе "Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E" в соответствии с ASTM E 92.

Для оценки коррозионной стойкости сплавов использовали два типа испытаний: на общую коррозию (ASTM G31) и на контактную коррозию (ASTM G71). При определении общей коррозии алюминиевых сплавов в качестве коррозионной среды, моделирующей условия разработки нефтяной скважины, использовали раствор NaCl + NaOH с pH = 11.

Контактную коррозию исследовали, используя образцы, изготовленные из бурильной трубы (алюминиевый сплав) и стального замка (сталь 40ХН2МА). Предварительно определяли скорость коррозии алюминиевого сплава и стали в 5%-ном растворе NaCl и в растворе NaCl + NaOH с pH = = 11 в отсутствии контакта. Для этого использовали образцы алюминиевого сплава в виде пластин размерами 40×20×3 мм и образцы стали 40ХН2МА в виде полого цилиндра высотой 17 мм.

Для определения влияния контакта стали 40ХН2МА на скорость коррозии алюминиевого сплава испытания проводили в растворе NaCl + NaOH с pH = 11, используя два типа образцов с различными формой и линейными размерами — в виде дисков и стержней.

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты предварительных исследований отработавшей сборной бурильной трубы размерами 147×13 мм из алюминиевого сплава Д16Т показали, что после эксплуатации в течение 1003 ч в условиях выработки нефтяной скважины механические свойства и коррозионная стойкость металла снижаются относительно состояния поставки [10].

Максимальные изменения структуры и свойств сплава наблюдаются на участке алюминиевой трубы, ввинченной в стальной замок, а также на граничном участке контакта трубы и замка. В связи с этим целесообразным является детальное исследование влияния условий изготовления (горячей посадки замка) и эксплуатации бурильных труб на структуру и свойства алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в месте контакта алюминиевой трубы и стального замка.

Результаты экспериментов позволили установить, что технологический нагрев в область температур 200...250 °С длительностью до 10 мин при горячей посадке замкового соединения значительно влияет на механические свойства бурильных труб из сплавов обеих марок (рис. 1). Изменение свойств обусловлено протеканием диффузионных процессов, характер которых в сплавах Д16Т и 1953Т1 в условиях технологического нагрева труб различен [11—15].

В результате последовательного, но противоположного действия процессов "возврата при старении" и последующего дисперсионного твердения механические свойства сплава Д16Т после нагрева длительностью до 10 мин изменяются незначительно относительно состояния поставки (см. рис. 1, табл. 2).

В начальный период нагрева (до ~6 мин) превалирующим является "возврат при старении", что приводит к незначительному разупрочнению сплава и повышению пластичности. Однако при более длительном нагреве этот эффект компенсируется началом дисперсионного твердения.

Важно, что повышение температуры нагрева от 200 до 250 °С также несущественно влияет на изменение прочности и пластичности сплава. Благодаря этому сплав Д16Т является устойчивым к технологическому нагреву в условиях монтажа бурового оборудования и не требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров горячей посадки замкового соединения. Рекомендуемым является более длительный нагрев — 8...10 мин.

В сплаве 1953Т1 процесс старения начинается практически с начала нагрева в область температур 200...250 °С и имеет одинаковый характер при всех исследованных выдержках (см. рис. 1).

При старении в структуре сплава происходит выделение вторичных интерметаллидов и коагуляция имеющихся и выделяющихся включений (табл. 3). При длительности технологического нагрева менее 5...6 мин эти процессы протекают медленно, что несущественно снижает прочностные и повышает пластические свойства материала.

Увеличение длительности нагрева более ~6 мин значительно интенсифицирует процесс старения, особенно при температуре 250 °С, причем коагуляция интерметаллидов превалирует над их выделением в структуре. Вследствие этого нагрев длительностью 6...10 мин

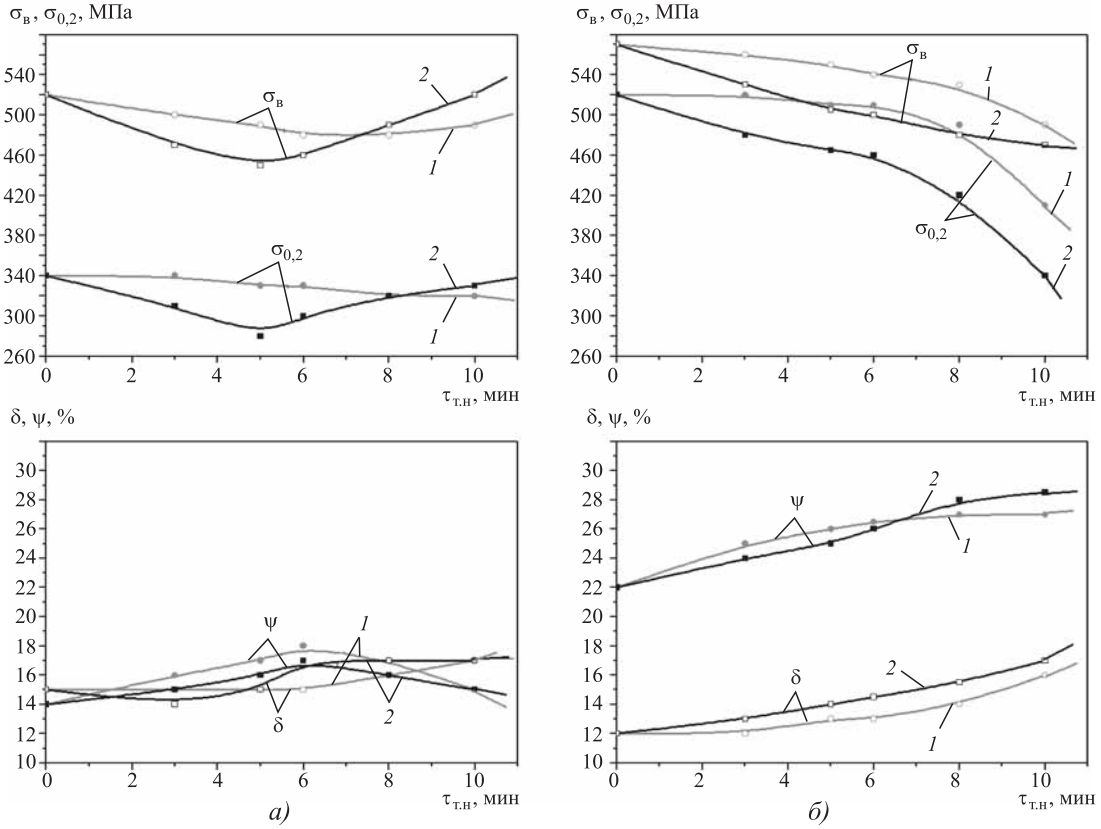


Рис. 1. Влияние температуры и длительности технологического нагрева при сборке бурильных труб на механические свойства сплавов Д16Т (*а*) и 1953Т1 (*б*):

1 — 200 °С; *2* — 250 °С

2. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика интерметаллидных фаз	Состояние материала										
	исходное (поставка)	после технологического нагрева по режимам									
		200 °С					250 °С				
		длительность нагрева, мин									
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	3,40	2,57	2,50	2,53	3,32	4,16	2,48	2,50	2,89	3,55	4,30
Плотность распределения, 1/мм^2	12 409	7973	7536	7820	9536	14 238	6646	7600	8203	12 100	16 350
Средняя длина, мкм	1,80	1,92	2,06	2,28	2,16	1,84	2,16	2,40	2,77	2,09	1,50
Средняя площадь, мкм^2	2,70	3,10	4,20	5,61	3,84	2,50	3,82	4,60	7,35	4,65	2,80
Максимальный диаметр, мкм	2,00	2,07	2,12	2,19	2,36	2,60	2,18	2,27	2,35	2,46	2,77

приводит к существенному разупрочнению сплава 1953Т1.

На рис. 2 показано изменение механических свойств сплава Д16Т после технологического нагрева и последующего эксплуатационного нагрева, имитирующего условия работы бурильных труб при разработке нефтегазовых месторождений: температура 150 °С, выдержка 500 и 1000 ч.

Экспериментальные результаты (табл. 4) показывают, что увеличение количества дисперсных включений в структуре сплава Д16Т в результате протекания начальных стадий искусственного старения в процессе эксплуатации при 150 °С способствует упрочнению матричного твердого раствора [16].

Выдержка длительностью до 500 ч мало влияет на временное сопротивление $\sigma_в$ и практически не изменяет условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ сплава. Увеличение продолжительности выдержки до 1000 ч, сопровождающееся началом коагуляции вторичных интерметаллидов, приводит к постепенному разупрочнению сплава. Однако этот процесс в сплаве Д16Т происходит медленно и не приводит к значительному изменению механических свойств.

Из рис. 2 видно, что повышение температуры предварительного технологического нагрева от 200 до 250 °С и увеличение выдержки от 6 до 10 мин практически не оказывают влияния на характер и интенсивность изменения механических свойств сплава Д16Т при последующей длительной эксплуатационной выдержке при 150 °С.

Выдержка сплава 1953Т1 длительностью 500 ч при температуре 150 °С приводит к резкому и значительному снижению прочностных характеристик: $\sigma_в$ — на 70...110 МПа и $\sigma_{0,2}$ — на 20...170 МПа относительно состояния материала после технологического нагрева (в зависимости от его режима) и соответственно на 140...160 и 180...200 МПа относительно состояния поставки (рис. 3).

При увеличении выдержки до 1000 ч разупрочнение сплава продолжается, но интенсивность его значительно меньше. Пластиче-

3. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после технологического нагрева по различным режимам

Структурная характеристика интерметаллидных фаз	Состояние материала										
	исходное (поставка)	после технологического нагрева по режимам									
		200 °С					250 °С				
		длительность нагрева, мин									
		3	5	6	8	10	3	5	6	8	10
Объемная доля, %	0,50	0,58	0,53	0,60	1,80	1,60	0,72	1,00	1,69	1,55	2,15
Плотность распределения, 1/мм^2	1491	1375	1372	1408	1170	928	1521	1570	1485	1078	800
Средняя длина, мкм	1,90	1,86	1,94	2,03	2,38	2,70	2,02	2,19	2,24	2,52	3,05
Средняя площадь, мкм^2	3,10	3,04	2,97	3,26	3,82	4,40	3,18	3,26	3,39	3,95	4,79
Максимальный диаметр, мкм	2,10	1,93	2,10	2,17	2,24	2,49	2,14	2,40	2,53	2,94	3,46

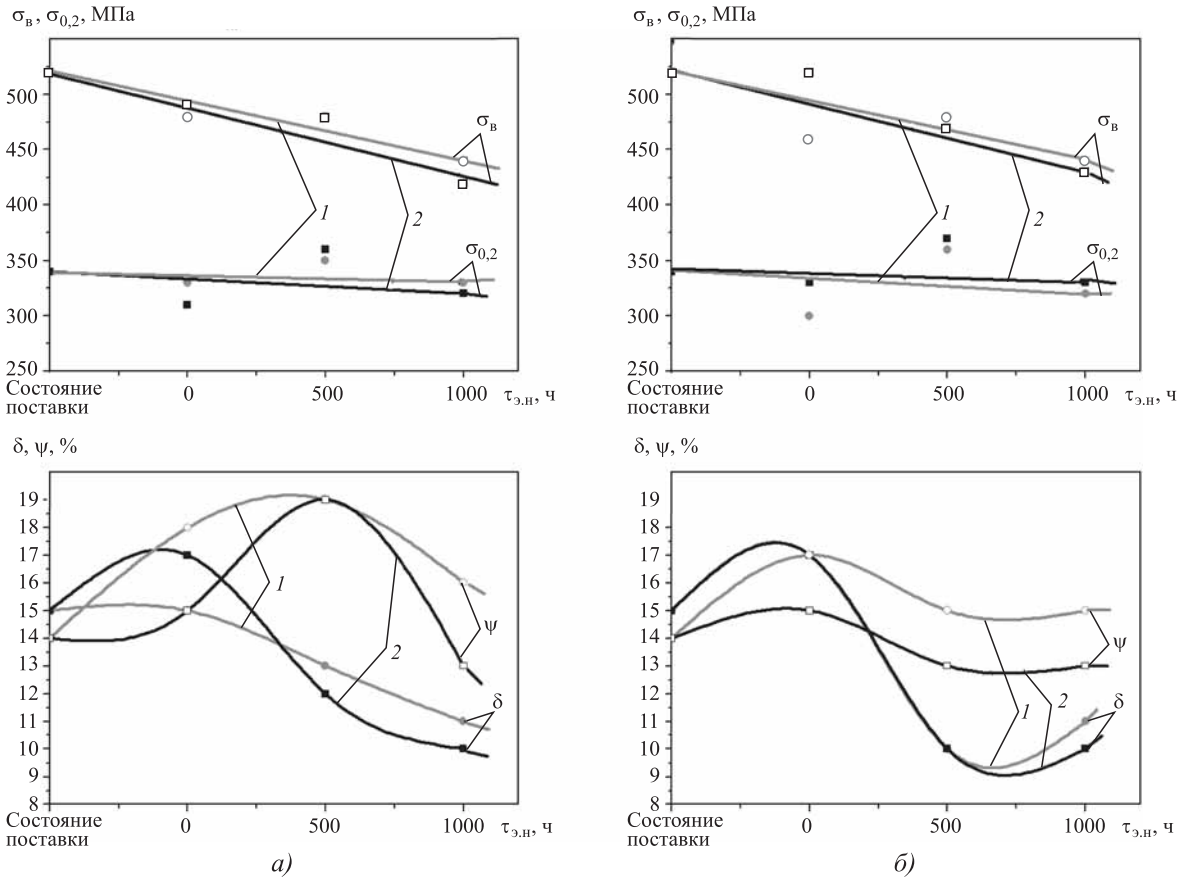


Рис. 2. Влияние длительности эксплуатационной выдержки $\tau_{э.н}$ при температуре 150 °С на механические свойства сплава Д16Т после предварительного технологического нагрева (т. "0") до 200 (*а*) или 250 °С (*б*) с различной выдержкой $\tau_{т.н}$:
1 — 6 мин; *2* — 10 мин

ские характеристики сплава 1953Т1 в течение выдержки при 150 °С монотонно возрастают. После выдержки 1000 ч относительное удлинение δ возрастает на 1...3 %, а относительное сужение ψ — на 20...23 % для состояния материала после технологического нагрева и соответственно на 4...7 и 24...29 % для состояния поставки.

Характерно, что увеличение значений ψ на порядок превышает возрастание значений δ. Это свидетельствует об уменьшении коэффициента деформационного упрочнения сплава.

Анализ экспериментальных данных свидетельствует об интенсивном протекании процесса искусственного старения в сплаве 1953Т1 с начала выдержки и во всем ее исследованном интервале при температуре эксплуатации 150 °С (табл. 5).

Более прочный в сравнении со сплавом Д16Т в состоянии поставки сплав 1953Т1 значительно уступает ему по этому показателю уже после кратковременного технологического нагрева при изготовлении бурильной трубы и тем более после длительного нагрева при эксплуатации.

Так, в исходном состоянии $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ сплава 1953Т1 соответственно на 50 и 180 МПа выше, чем сплава Д16Т. Однако после технологического нагрева и последующей выдержки при температуре эксплуатации 150 °С длительностью 500 ч значения $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ сплава 1953Т1 ниже чем сплава Д16Т на 30...40 и 30...60 МПа соответственно. При этом сплав 1953Т1 значительно уступает сплаву Д16Т по такой важной эксплуатационной характеристике, как резерв пластичности $1 - (\sigma_{0,2}/\sigma_в)$ (рис. 4).

Экспериментальные результаты показывают, что сплав Д16Т более стабилен по сравнению со сплавом 1953Т1 при использовании этих материалов для изготовления бурильных труб в нефтегазодобывающей промышленности.

Сплав 1953Т1 требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров изготовления оборудования и обладает более низкой эксплуатационной стойкостью, чем сплав Д16Т.

Сплав Д16Т не требует жесткого регламентирования температурно-временных параметров изготовления оборудования и обладает более высокой эксплуатационной стойкостью. Это позволяет считать его, во-первых, более технологичным и, во-вторых, рекомендовать для изготовления бурильных труб, предназначенных

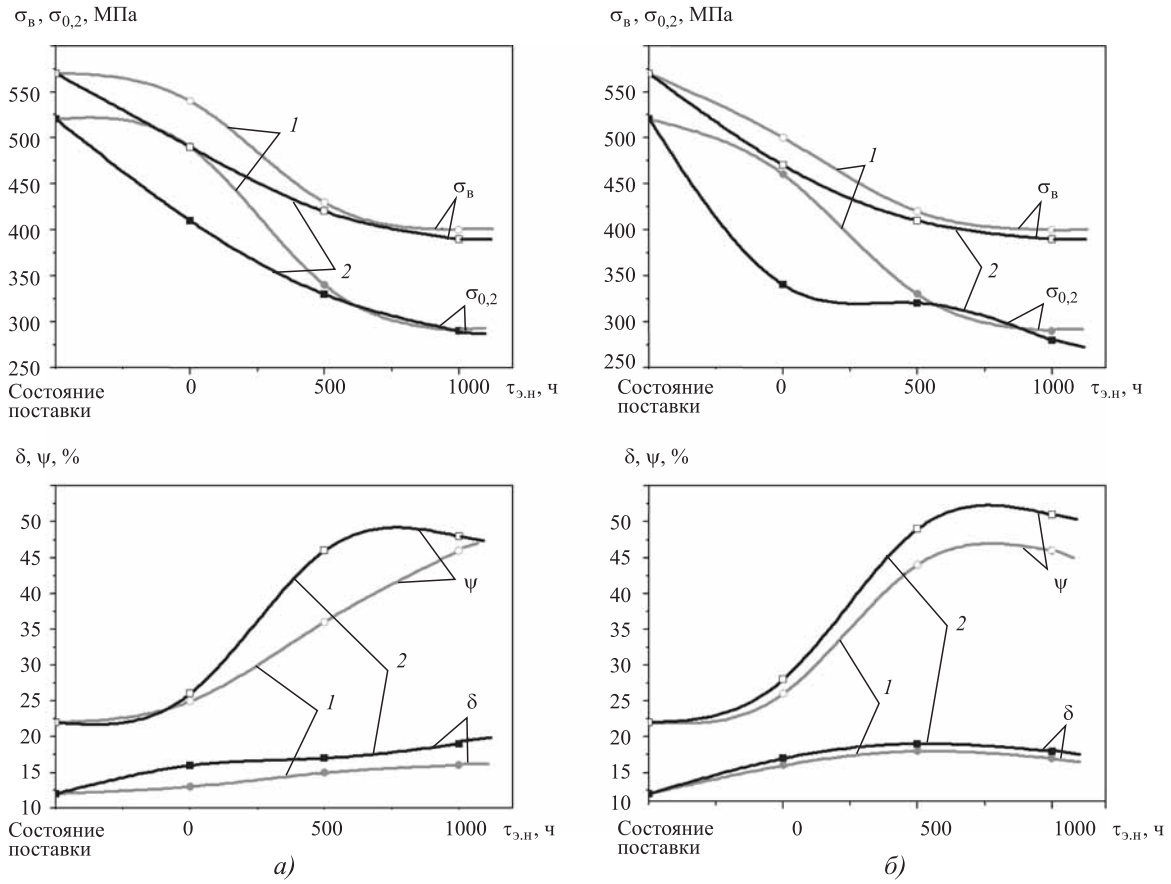


Рис. 3. Влияние длительности эксплуатационной выдержки $\tau_{э.н}$ при температуре 150 °С на механические свойства сплава 1953Т1 после предварительного технологического нагрева (т. "0") до 200 (*а*) или 250 °С (*б*) с различной выдержкой $\tau_{т.н}$:

1 — 6 мин; *2* — 10 мин

для более сложных условий эксплуатации.

Для объективной оценки работоспособности бурильных труб из сплавов Д16Т и 1953Т1 необходимым является исследование влияния коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений на характер общей коррозии и механические свойства сплавов [17, 18].

Механические свойства сплавов Д16Т и 1953Т1 после предварительного кратковременного технологического нагрева и последующего длительного эксплуатационного нагрева по различным режимам в коррозионной среде приведены на рис. 5. Для сравнения на этих же графиках показаны прочностные и пластические характеристики сплавов в состоянии поставки (исходные значения).

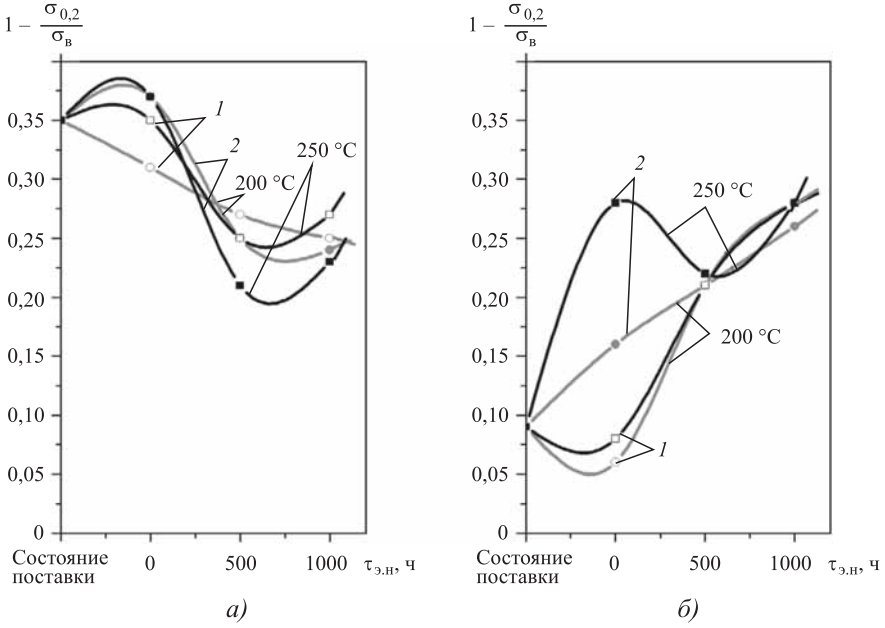


Рис. 4. Влияние длительности эксплуатационной выдержки $\tau_{э.н}$ при температуре 150 °С на резерв пластичности 1 − ($\sigma_{0,2}/\sigma_в$) сплавов Д16Т (*а*) и 1953Т1 (*б*) после предварительного технологического нагрева (т. "0") до 200 или 250 °С с различной выдержкой $\tau_{т.н}$:

1 — 6 мин; *2* — 10 мин

4. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава Д16Т в состоянии поставки и после технологического и эксплуатационного нагревов по различным режимам

Структурная характеристика интерметаллидных фаз	Состояние материала												
	исходное (поставка)	после технологического и эксплуатационного нагревов по режимам											
		200 °С						250 °С					
		6 мин			10 мин			6 мин			10 мин		
		150 °С						150 °С					
		0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч
Объемная доля, %	3,40	2,53	4,15	5,45	4,16	5,47	6,28	2,89	4,76	5,75	4,30	5,98	6,40
Плотность распределения, 1/мм^2	12 409	7820	16 366	15 252	14 238	28 125	13 709	8203	16 239	12 110	16 350	24 351	12 648
Средняя длина, мкм	1,80	2,28	1,32	1,56	1,84	1,12	2,32	2,77	1,30	1,51	1,50	1,21	2,77
Средняя площадь, мкм^2	2,70	5,61	1,54	1,60	2,50	1,24	4,73	7,35	1,47	1,90	2,80	1,35	5,60
Максимальный диаметр, мкм	2,00	2,19	2,02	2,11	2,60	2,64	2,76	2,35	2,29	2,37	2,77	2,85	3,09

5. Количество и размеры интерметаллидных фаз в структуре сплава 1953Т1 в состоянии поставки и после технологического и эксплуатационного нагревов по различным режимам

Структурная характеристика интерметаллидных фаз	Состояние материала												
	исходное (поставка)	после технологического и эксплуатационного нагревов по режимам											
		200 °С						250 °С					
		6 мин			10 мин			6 мин			10 мин		
		150 °С						150 °С					
		0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч	0 ч	500 ч	1000 ч
Объемная доля, %	0,50	0,60	1,30	1,46	1,60	1,83	1,85	1,69	2,51	2,68	2,15	2,63	2,78
Плотность распределения, 1/мм^2	1491	1408	742	679	928	684	655	1485	692	634	800	573	536
Средняя длина, мкм	1,90	2,03	3,88	3,90	2,70	4,47	4,71	2,24	4,45	4,73	3,05	4,83	4,92
Средняя площадь, мкм^2	3,10	3,26	5,46	5,89	4,40	6,34	6,80	3,39	5,75	6,33	4,79	6,62	7,10
Максимальный диаметр, мкм	2,10	2,17	4,14	4,31	2,49	4,69	4,83	2,53	4,56	4,87	3,46	4,67	4,73

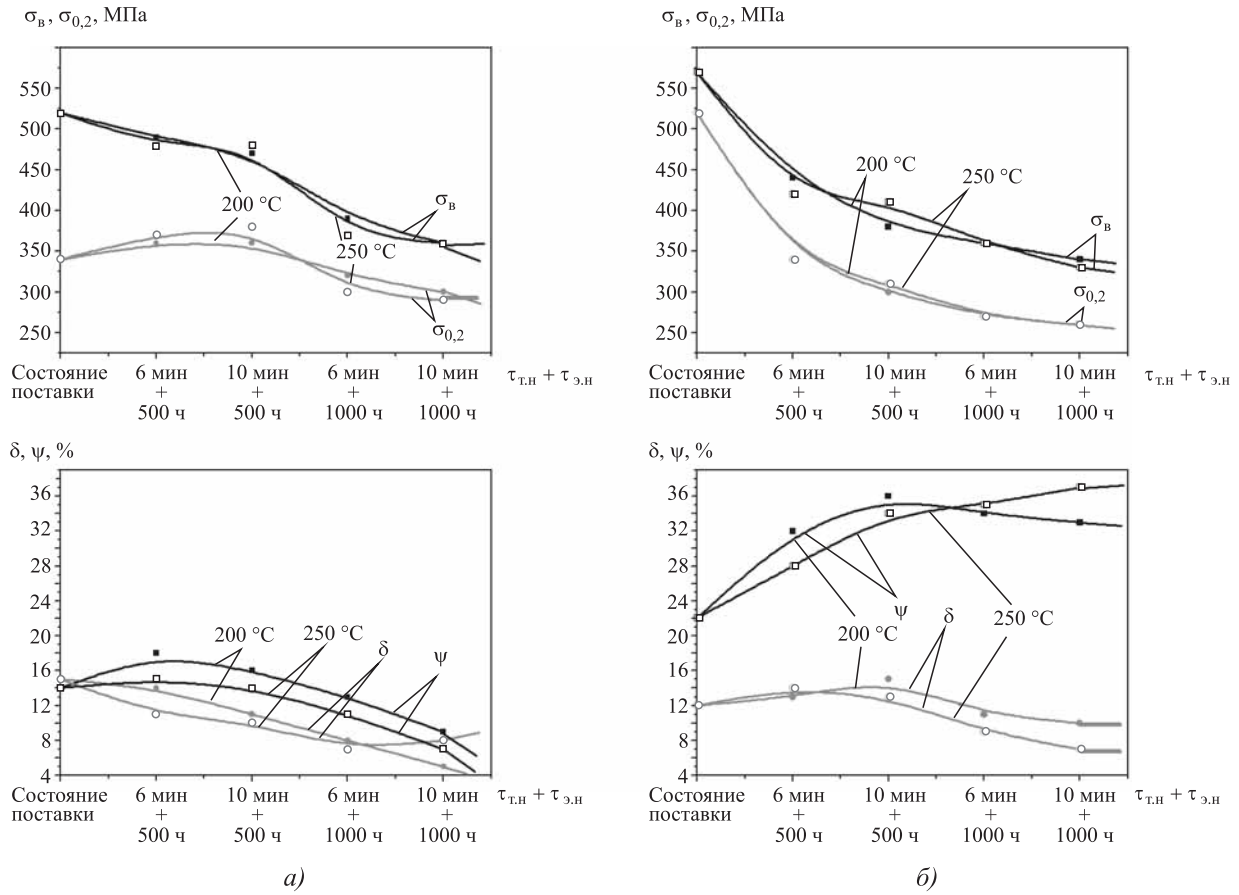


Рис. 5. Влияние выдержки длительностью 500 или 1000 ч при температуре 150 °С в растворе NaCl + NaOH (pH = 11) на механические свойства сплавов Д16Т (*а*) и 1953Т1 (*б*) после предварительного технологического нагрева (200 или 250 °С, 6 или 10 мин)

Видно, что кратковременный технологический нагрев с последующим длительным эксплуатационным нагревом в коррозионно-активной среде снижает механические свойства исследованных сплавов, причем сплава 1953Т1 — в значительно большей степени. После испытаний прочностные характеристики сплава Д16Т выше, чем сплава 1953Т1, который в исходном состоянии имел преимущество по механическим свойствам.

Учитывая влияние контакта алюминиевой трубы со стальным замком в процессе эксплуатации бурильной колонны, необходимо оценить склонность сплавов к контактной коррозии. Результаты исследования показали, что алюминиевые сплавы (бурильная труба) в контакте со сталью 40ХН2МА (замок) имеют удовлетворительную стойкость к контактной коррозии в среде нефтегазовых месторождений. При этом сплав 1953Т1 значительно уступает сплаву Д16Т по этому показателю.

Полученные результаты исследования позволяют заключить, что среда нефтяных скважин оказывает отрицательное коррозионное воздействие на бурильные трубы из алюминиевых сплавов 1953Т1 и Д16Т. Однако оба сплава после технологического нагрева при изготовлении из них сборных бурильных труб со стальным замком являются достаточно устойчивыми при эксплуатации в условиях разработки углеводородных месторождений. При этом сплав Д16Т имеет существенное преимущество по сравнению со сплавом 1953Т1.

Выводы

1. Экспериментально изучено изменение структуры и механических свойств сплавов 1160 (Д16Т) и 1953Т1 после кратковременного нагрева до температур 200...250 °С и длительной выдержки при 150 °С, имитирующих соответственно горячую посадку замкового соединения и последующую эксплуатацию сборных бурильных труб в условиях разработки нефтегазовых месторождений. Показано, что в исходно естественно состаренном сплаве Д16Т в этих условиях не наблюдается существенного изменения прочности и пластичности. В сплаве 1953Т1 интенсивное протекание диффузионных процессов распада твердого раствора и коагуляции интерметаллидов в структуре приводят к быстрому значительному разупрочнению.

2. Экспериментально исследовано влияние коррозионно-активной среды нефтегазовых месторождений на общую и контактную коррозию алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1. Показано, что алюминиевые сплавы Д16Т и в меньшей степени 1953Т1 имеют удовлетворительную эксплуатационную стойкость в этих условиях.

3. На основании комплексных экспериментальных исследований влияния условий изготовления и эксплуатации сборных бурильных труб (со стальным замковым соединением) на структуру и свойства деформируемых алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 и выявленных закономерностей обоснована возможность применения этих сплавов для изготовления бурильных труб и обеспечения требуемого ресурса такого оборудования при разработке нефтегазовых месторождений. Установлены значительные технологические и эксплуатационные преимущества сплава Д16Т по сравнению с 1953Т1 при использовании этих материалов для изготовления бурильных труб, особенно для сложных условий эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

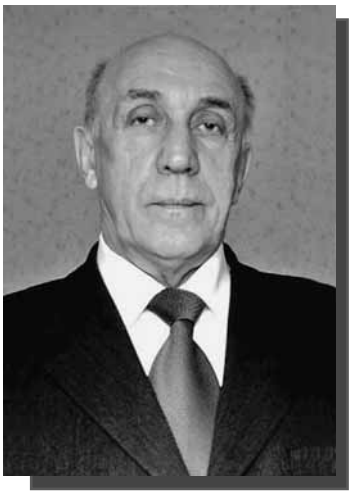
1. **Файн Г.М., Макаров Г.С.** Особенности производства и применения бурильных труб из сплавов алюминия в России // Технология легких сплавов. 2002. № 1. С. 16—20.
2. **Босович В.С., Буяновский И.Н., Сапунжи В.В.** Комбинированные бурильные колонны для проходки горизонтальных участков и боковых стволов малого диаметра с применением алюминиевых труб // Бурение и нефть. 2013. № 6. С. 61—64.
3. **Прохоров С.** Алюминий возвращается // Нефть России. 2011. № 6. С. 76—77.
4. **Gelfgat M.Ya et al.** Aluminum Alloy Tubules—Assessment for Ultra long Well Construction // SPE Annual Technical Conference and Exhibition in Anaheim. 11—14 November 2007. Paper SPE 109722.
5. **Hong L.J. et al.** HZ25-4 ERD Challenging Drilling Project—New Strategy and New technology Implementation Are the Keys to Improved Drilling Performance // SPE ATCE. 19—22 September 2010. Paper SPE 134949.
6. **Gelfgat M.Ya., Tikhonov V.S., Chizhikov V.V.** Aluminum Alloy Risers — Innovation Project Experience for Offshore Oil & Gas Wells // Vestnik Assotsiatsii Burovikh Podryadchikov (Herald of the Association of Drilling Contractors). 2013. № 1. P. 40—47.
7. **Tikhonov V.S.** et. al. Aluminum Catenary Production Riser: Design, Testing Results, Ways to Improvement // Proceedings of the ASME 31st International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2012. Paper OMAE 2012-83001.
8. **Пути** развития и совершенствования высокопрочных сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu / В.В. Захаров, В.И. Елагин, Т.Д. Ростова, М.В. Самарина // Технология легких сплавов. 2008. № 4. С. 7—13.
9. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учеб. пос. СПб, 2011. 128 с.
10. **Исследование** структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т после эксплуатации в условиях нефтедобычи / С.С. Колесов, С.Ю. Кондратьев, В.В. Чижиков, О.В. Швецов // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 4. С. 39—43.
11. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1999. 413 с.
12. **Белов Н.А.** Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: Издательский дом МиСиС, 2010. 511 с.
13. **Фридляндер И.Н.** Закономерности изменения свойств алюминиевых сплавов при старении // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. № 9. С. 8—11.
14. **Кондратьев С.Ю., Швецов О.В.** Влияние высокотемпературных нагревов на структуру и свойства алюминиевых сплавов при изготовлении бурильных труб // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 4 (694). С. 24—30.
15. **Швецов О.В., Кондратьев С.Ю.** Влияние горячей посадки замкового соединения на структуру и свойства металла бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 // Технология машиностроения. 2012. № 5. С. 31—36.
16. **Кондратьев С.Ю., Зотов О.Г., Швецов О.В.** Структурная стабильность и изменение свойств алюминиевых сплавов Д16 и 1953 в процессе изготовления и эксплуатации бурильных труб // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 15—21.
17. **Кондратьев С.Ю., Швецов О.В., Альхименко А.А.** Изменение механических свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в коррозионно-активной среде нефтяных скважин // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2014. № 2 (195). С. 93—99.
18. **Швецов О.В., Альхименко А.А., Кондратьев С.Ю.** Коррозионные повреждения бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16 и 1953 при эксплуатации в условиях нефтедобычи // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2014. № 3 (202). С. 180—191.

Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
petroprom2013@yandex.ru;
Олег Викторович Швецов, канд. техн. наук

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 20.03.2017. Подписано в печать 25.04.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.

Памяти
СУБИЧА
Вадима Николаевича

(22.09.1941—02.04.2017)



2 апреля 2017 г. на 76-м году жизни скончался выдающийся ученый в области теории и технологии обработки металлов давлением, лауреат Государственной премии Правительства РФ в области образования, профессор кафедры "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета, доктор технических наук Вадим Николаевич Субич.

Вадим Николаевич Субич родился 22 сентября 1941 г. в Москве. В 1958 г. окончил школу с золотой медалью и поступил в МВТУ им. Н.Э. Баумана. После окончания учебы в МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" в 1964 г. был направлен на работу на авиационный завод на должность инженера-конструктора. В 1968 г. поступил в заочную аспирантуру МАМИ и в 1972 г. защитил кандидатскую диссертацию.

В 1991 г. защитил докторскую диссертацию, посвященную разработке теории и технологии комбинированного нагружения штамповкой с кручением. В 1992 г. ему было присвоено ученое звание профессора.

Педагогическую деятельность Вадим Николаевич начал в 1972 г. ассистентом кафедры "Графика" МАМИ. С 1974 по 1989 г. работал на кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением" завода-втуза при ЗИЛе (в дальнейшем МАСИ, МГИУ) в должностях ассистента и доцента, а с 1989 по 2014 г. являлся заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" МГИУ. С 2015 по 2016 г. — профессор кафедры "Машины и технологии обработки металлов давлением им. И.А. Норицына" МГМУ "МАМИ", а с 2016 г. — профессор кафедры "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета.

Научная деятельность Вадима Николаевича была связана с разработкой нового направления обработки металлов давлением — штамповки методом комбинированного нагружения. Теоретические разработки профессора В.Н. Субича легли в основу промышленных технологий открытой облойной штамповки, штамповки в закрытых штампах и в штампах для выдавливания методом комбинированного нагружения, преимуществом которых является существенное снижение технологической силы, интенсификация процессов деформации и структурообразования, повышение точности получаемых изделий. Им разработаны оригинальные технологические процессы штамповки с кручением тонкостенных поковок, обеспечивающие высокое качество и экономию материалов, а также получены новые материалы с улучшенными свойствами (порошковые композиционные материалы).

По результатам выполненных работ изготовлено 9 образцов специальных прессов, используемых в различных отраслях промышленности, защищены 3 кандидатские и 3 докторские диссертации. Работы экспонировались на многих выставках и отмечены медалями ВДНХ и премией Минвуза РСФСР.

В.Н. Субич — автор более 200 научных трудов, в том числе 70 изобретений и 6 зарубежных патентов, 4 учебных пособий и 3 монографий.

Награжден почетными грамотами Минавтопрома, ЗИЛа, МГИУ, почетным знаком "Изобретатель СССР", медалью 850-летия Москвы, знаком "Почетный работник высшей школы".

Профессор В.Н. Субич являлся академиком отделения "Заготовительные производства" Академии проблем качества РФ.

В 2011 г. В.Н. Субич был удостоен Государственной премии Правительства РФ в области образования.

Вадим Николаевич являлся членом редакционного совета и автором статей журнала "Заготовительные производства в машиностроении". Он внес большой вклад в становление нашего журнала с момента его основания в 2003 г.

Вадима Николаевича отличали профессионализм, трудолюбие, принципиальность, порядочность и высокие человеческие качества.

Светлая память о Вадиме Николаевиче Субиче навсегда останется в сердцах друзей, коллег и учеников. Коллектив редакции и редакционный совет нашего журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким Вадима Николаевича.