ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2015

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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:
БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н.
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.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., 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.
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.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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
Факс: (499) 269 48 97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Жилин Д.И. Повышение эффективности шиберного затвора с дополнительным подогревом разливочного канала 3
Овчинников В.В., Манаков И.Н., Курбатова И.А. Свариваемость литейного сплава ВАЛ14 с деформируемыми сплавами 1151 и М40 7

Кузнечно-штамповочное производство

Мамаев В.Б., Мамаев М.В. Метод траекторий главных нормальных направлений на примере исследования напряженного состояния процесса осадки 13
Паршин В.С., Карамышев А.П., Чумакова Л.А., Некрасов И.И., Чигринский А.Е. Динамика привода радиально-ковочной машины для подготовки концов труб к волочению 18

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от критериев формы очага деформации при разных моделях упрочнения проволоки 22

Материаловедение и новые материалы

Конкевич В.Ю., Осинцев О.Е., Бецофен С.Я., Грушин И.А. Исследование влияния основных компонентов и переходных металлов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных свариваемых сплавов системы Al—Zn—Mg 36

Информация

Коробова Н.В., Вишенков М.А., Минаев А.В. Бесштамповые методы формообразования пространственных листовых деталей пластическим деформированием 45

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

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2015

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 11 November 2015

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BELYAKOV A.I.
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.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.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.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

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

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
Fax: (499) 269-48-97
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Zhilin D.I. Improving of efficiency of slide gate with additional heating of filling channel 3
Ovchinnikov V.V., Manakov I.N., Kurbatova I.A. Weldability of cast alloy VAL14 with wrought alloys 1151 and M40 7

Forging and Stamping Production

Mamaev V.B., Mamaev M.V. Method of principal normal directions trajectories on example study of stressed state of upsetting process 13
Parshin V.S., Karamyshev A.P., Chumakova L.A., Nekrasov I.I., Chigrinsky A.E. Dynamics of drive of radial forging machine for preparing of pipe ends for drawing 18

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N. Indicators of stress state, factor of safety and effectiveness of forming depending on criteria of form of deformation zone at different hardening models of wire 22

Physical Metallurgy and New Materials

Konkevich V.Yu., Osintsev O.E., Betsofen S.Ya., Grushin I.A. Research of influence of basic components and transition metals on structure and properties of welded rapidly crystallized alloys of Al—Zn—Mg system 36

Information

Korobova N.V., Vishenkov M.A., Minaev A.V. Die-less sheet forming methods of convex hulls 45

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2015

УДК 62.229.74:621.9

Д.И. Жилин
(Тульский государственный университет)

Повышение эффективности шиберного затвора с дополнительным подогревом разливочного канала

Проведены экспериментальные исследования опытного образца шиберного затвора с дополнительным подогревом разливочного канала. Предложен вариант конструкции шиберного затвора с блоком дополнительного подогрева, с встроенным в него нагревательным элементом.

Ключевые слова: шиберный затвор; ковшевой стакан; разливка цветных металлов; шиберная плита.

Experimental studies of prototype of the slide gate with additional heating of the filling channel are performed. Variant of design of the slide gate with additional heating unit, with built-in heating element is offered.

Keywords: slide shut; ladle nozzle; casting of non-ferrous metals; slide gate plate.

При разливке цветных металлов на литейных предприятиях требуется перемещение разливочного ковша после разливки металла к другим формам, поэтому необходимо полное перекрытие разливочного канала. Как только разливочный канал перекрыт, происходит интенсивное застывание в нем металла. Время перекрытия канала варьируется от 15 с до 2,5 мин, в течение которого необходимо, чтобы зона возможного "заметалливания" канала была достаточно прогрета и температура в данной зоне не опускалась ниже температуры кристаллизации металла [1].

Существующие шиберные затворы для металлургических производств не могут осуществить длительное перекрытие канала из-за его застывания, т.е. необходима компенсация температурных потерь, связанных с перемещением шиберной плиты в зону разливочного канала при его перекрытии [2].

При разработке компоновочных схем компактных шиберных затворов с дополнительным подогревом разливочного канала учитывали следующие требования:

1) обеспечение заданного числа полных и частичных перекрытий разливочного канала;

2) отсутствие застывания разливочного канала при его перекрытии;

3) возможность многократного применения огнеупоров, ремонтопригодность системы;

4) диаметр разливочного канала — до 50 мм;

5) прижим огнеупорных плит — пружинный;

6) компактность (минимизация габаритных размеров затвора и блока нагрева).

Целью экспериментальных исследований является обоснование выбора оптимальной конфигурации блока дополнительного подогрева ковшевого стакана и исследование рабочих режимов его функционирования.

Результатом синтеза новых компоновочных вариантов является вариант компоновки шиберного затвора линейного типа с блоком дополнительного подогрева (рис. 1) [3].

Шиберный затвор литейного ковша содержит монтажную раму *1*, на которой осуществляют монтаж деталей и узлов затвора. В монтажной раме *1* размещена неподвижная огнеупорная плита *7* с разливочным отверстием. В каретке *2* установлена подвижная огнеупорная плита *8* с разливочным отверстием и стакан-коллектор *9*. Для защиты шиберного

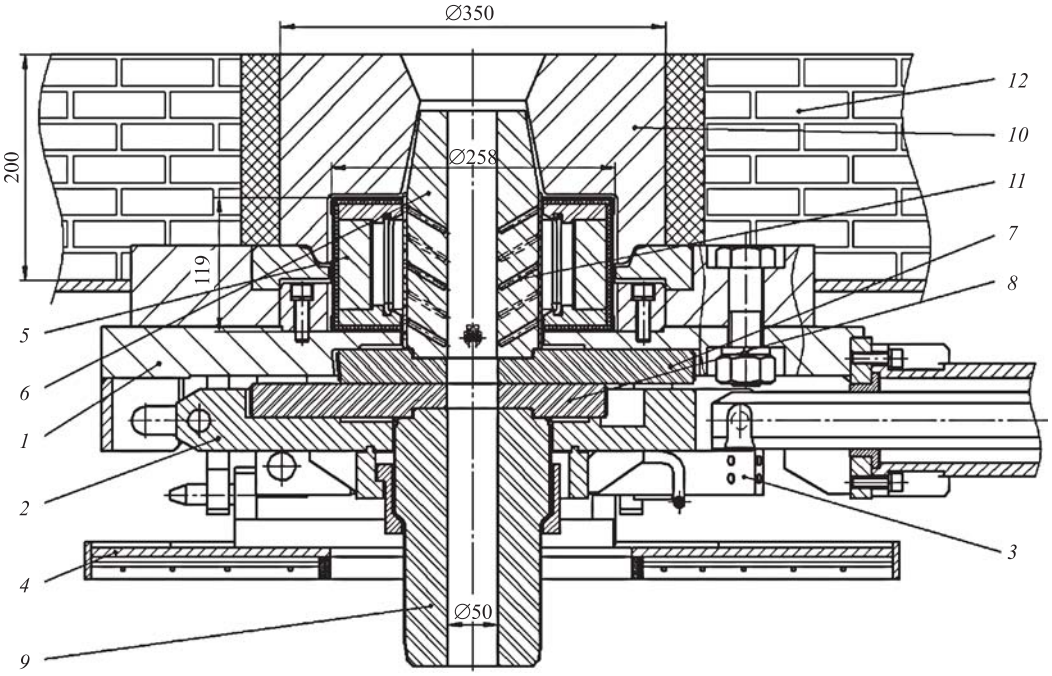


Рис. 1. Вариант компоновки шиберного затвора линейного типа с блоком дополнительного подогрева:
1 — монтажная рама; *2* — подвижная каретка; *3* — рычаги с упругими элементами; *4* — защитный экран; *5* — блок дополнительного подогрева; *6* — ковшевой стакан; *7* — неподвижная шиберная плита; *8* — подвижная шиберная плита; *9* — стакан-коллектор; *10* — гнездовой блок; *11* — металлические стержни; *12* — футеровка литейного ковша

затвора от теплового излучения и брызг использован защитный экран *4*.

На монтажной раме установлено устройство дополнительного подогрева разливочного канала. Верхняя часть устройства дополнительного подогрева ковшевого стакана располагается в полости, предусмотренной для него в огнеупорном гнездовом блоке *10*, вмонтированном в футеровку *12* литейного ковша. Внутри устройства дополнительного подогрева ковшевого стакана расположен ковшевой стакан *6* [4, 5].

Для улучшения передачи тепла в зону возможного застывания канала ковшевой стакан *6* выполнен армированным, с помощью металлических стержней *11*.

Для создания условий, максимально приближенных к условиям разливки металла через разливочный канал, необходимо обеспечить наполнение разливочного канала жидким металлом. Так как получение расплава стали в лабораторных условиях является трудновыполнимой задачей, то для этой цели использовали металл с более низкой температурой плавления. В данном случае целесообразно применять латунь с температурой плавления 950 °С и относительно легкоплавкую в лабораторных условиях.

Экспериментальные исследования по оптимизации снижения теплопотерь проводили по следующей методике:

1. Предварительный нагрев ковшевого стакана, помещенного внутрь блока нагрева, в течение 20 мин.

2. Плавление латунного стержня в индукционной печи.

3. Заливка жидкой латуни в канал стакана-коллектора.

4. Фиксация температуры на стыке ковшевой стакан—шиберная плита.

5. Обработка полученных результатов.

Для проведения экспериментальных исследований был спроектирован специальный стенд (рис. 2), состоящий из источника питания для нагрева фехралевого нагревательного элемента *1*, блока нагрева с установленным в нем ковшевым стаканом *2*, индукционной печи *3* и термографа *4*, соединенного с блоком нагрева платинородиевой термопарой.

В экспериментах использовали два вида ковшевых стаканов: с арматурой и без нее. Блок нагрева с ковшевым стаканом устанавливали на корундоуглеродистую шиберную плиту таким образом, чтобы плита перекрывала разливочное отверстие, имитируя процесс перекрытия отверстия при разливке металла через шиберный затвор.

На рис. 3 приведены фотографии блока дополнительного подогрева с разогретым до температуры 1200 °С фехралевым нагреватель-

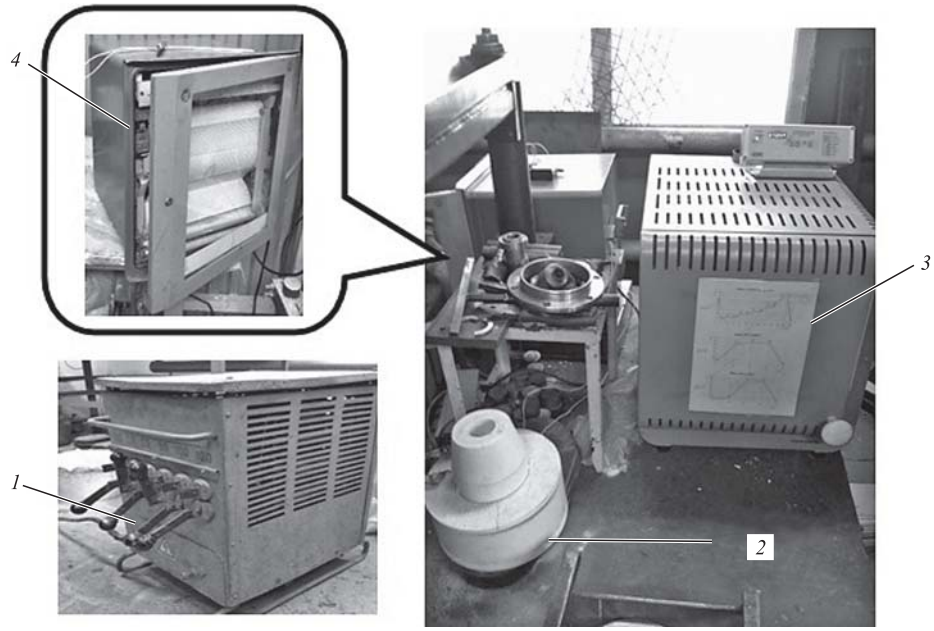


Рис. 2. Экспериментальный стенд

ным элементом и установленным для предварительного нагрева ковшевым стаканом.

В качестве источника питания для нагрева фехралевой проволоки применяли сварочный выпрямитель ВС-300Б, имеющий следующие характеристики:

сварочный ток 40...385 А;

сварочное напряжение 16...33 В.

Для проведения экспериментов было установлено напряжение 30 В; сила тока 290 А.

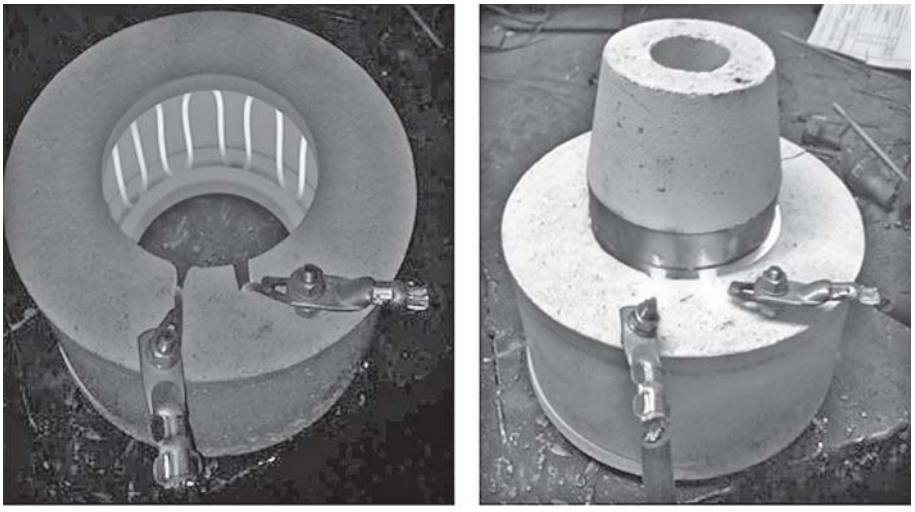
Для фиксации температуры в зоне ковшевой стакан—шиберная плита использована платинородиевая термопара. Для предотвращения повреждения термопары ее конец был засыпан тонким слоем порошка оксида алюминия. Другой конец термопары соединен с термографом, фиксирующим температуру.

В результате опытов получены графики изменения температуры расплава в зоне перекрытия разливочного отверстия ковшевого стакана шиберной плитой (рис. 4).

Анализ полученных зависимостей показал, что армированный ковшевой стакан обеспечивает наилучший прогрев проблемной зоны, скорость охлаждения металла, а соответственно, и скорость его кристаллизации значительно ниже. Таким образом, армированный ковшевой стакан обеспечивает наименьшие теплопотери при длительном перекрытии разливочного канала.

Одновременно с фиксацией температуры внутри ковшевого стакана заменяли температуру на внешних поверхностях ковшевого стакана и блока (рис. 5) с помощью оптического пирометра в целях определения скоростей нагрева и охлаждения внешних поверхностей используемых огнеупорных элементов, что позволило провести более подробную оценку теплопотерь в рассматриваемой системе элементов. Замеры температуры проводили в течение 10 мин с интервалом 1 мин. На рис. 5 показан ковшевой стакан, заполненный расплавленной латунью, с указанием зон, где замеряли температуру внешних поверхностей огнеупорных элементов.

Эксперименты позволили провести оценку температурных режимов функционирования блока нагрева, выявить недостатки предложенной компоновочной схемы компактного шиберного затвора с дополнительным подогревом.



а) *б)*

Рис. 3. Функционирование блока дополнительного подогрева в лабораторных условиях:

а — нагрев фехралевого нагревательного элемента; *б* — нагрев ковшевого стакана

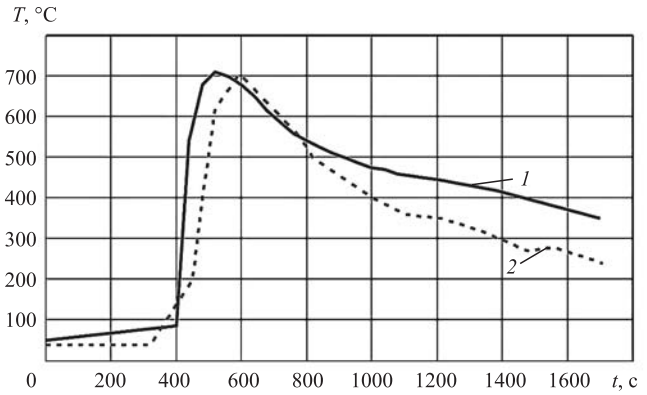


Рис. 4. Изменение температуры расплава в зоне перекрытия разливочного отверстия ковшевого стакана шиберной плитой:

1 — с армированным ковшевым стаканом; *2* — с неармированным ковшевым стаканом

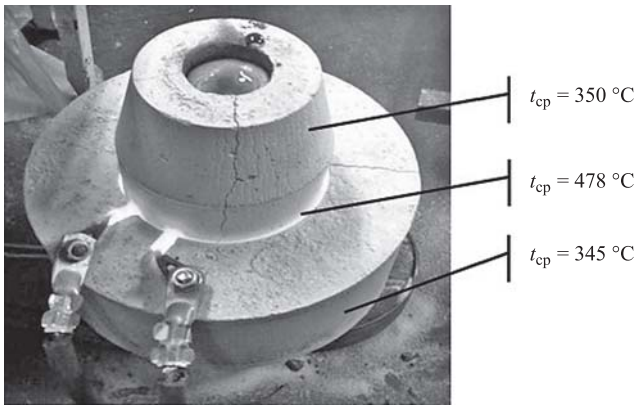


Рис. 5. Блок дополнительного подогрева после заливки расплавленной латуни в ковшевой стакан

После заливки порции жидкого металла в разливочный канал нагревательный элемент продолжал работать в течение 10 мин, после чего он был отключен. Блок дополнительного подогрева обеспечивает равномерный прогрев зоны разливочного канала по всей его высоте. Свободная (открытая) часть ковшевого стакана была прогрета настолько, что даже при контакте с воздухом не происходило кристаллизации металла в канале. После отключения нагревательного элемента температура металла, находящегося в канале, снизилась до температуры его кристаллизации через 18 мин.

Аппроксимировав температурный градиент в зоне разливочного канала, получен график, отражающий скорость остывания разливочного канала при его перекрытии с использованием дополнительного подогрева (рис. 6, кривая *1*). Результаты представлены для расплава латуни.

Более высокая скорость охлаждения металла при лабораторных исследованиях обоснована

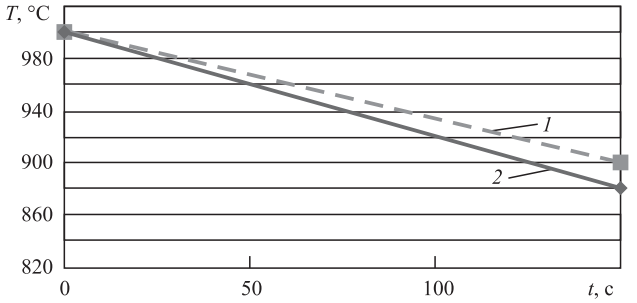


Рис. 6. Скорость остывания разливочного канала:

1 — зависимость процесса остывания; *2* — экспериментальная зависимость

тем, что опытный образец блока дополнительного подогрева ковшевого стакана не был дополнительно изолирован от окружающего воздуха, имеющего комнатную температуру, что вызывало потери тепла в окружающую среду, в то время как при естественных условиях функционирования блока, установленного в днище ковша, окружающая его температура равна температуре футеровки ковша. Например, перед выпуском ковша на плавку, при разливке латуни футеровку разогревают до температуры 780 °С.

Выводы

1. Подтверждена целесообразность использования блока в составе шиберного затвора при разливке цветных металлов в формы в качестве действенной меры по исключению застывания металла, находящегося в разливочном канале при перемещении ковша между формами.

2. Выявлены оптимальные режимы циклической работы блока дополнительного подогрева разливочного стакана при разливке латуни с интервалами перекрытия канала до 2,5 мин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Золотухин В.И. и др.** Современные сталеразливочные системы для литейных и машиностроительных производств // Литейщик России. 2011. № 9. С. 45—49.

2. **Пилющенко В.И., Еронько С.П., Шестопалов В.Н.** Бесстопорная разливка стали. Киев: Техника, 1991. 179 с.

3. **Пат. РФ** на полезную модель № 134463, приоритет от 25.06.2013 г.

4. **Провоторов Д.А. и др.** Шиберные сталеразливочные системы и комплекты огнеупоров к ним // Новые огнеупоры. 2008. № 3. С. 90—98.

5. **Провоторов Д.А.** Опыт эксплуатации сталеразливочных систем нового поколения и огнеупоров к ним // Новые огнеупоры. 2009. № 1. С. 100—101.

Дмитрий Игоревич Жилин,
diman_jil71rus@mail.ru

УДК 621.791.02

В.В. Овчинников, И.Н. Манаков, И.А. Курбатова
(Московский государственный индустриальный университет)

Свариваемость литейного сплава ВАЛ14 с деформируемыми сплавами 1151 и М40

Приведены результаты исследования свариваемости литейного алюминиевого сплава ВАЛ14 с деформируемыми алюминиевыми сплавами 1151 и М40. Прочность сварного соединения ВАЛ14 + 1151 составляет 80 % прочности основного материала. Восстановленная прочность сварных образцов после нагревов уменьшается с повышением температуры нагрева. Коррозионная стойкость сварных соединений из ВАЛ14 и в сочетании с деформированными алюминиевыми сплавами М40 и 1151 низкая.

Ключевые слова: литейные алюминиевые сплавы; деформируемые алюминиевые сплавы; аргонодуговая сварка; присадочная проволока; прочность соединений; восстановленная прочность; коррозионная стойкость.

The results of study of weldability of casting aluminum alloy VAL14 with wrought aluminum alloys 1151 and M40 are presented. Strength VAL14 + 1151 welded joint is 80 % of strength of the parent material. The restored strength of welded samples after heatings decreases with increasing of heating temperature. Corrosion resistance of welded joints of VAL14 and in combination with wrought aluminum alloys M40 and 1151 is low.

Keywords: casting aluminum alloys; wrought aluminum alloys; argon arc welding; filler wire; strength of joints; restored strength; corrosion resistance.

Введение. При изготовлении конструкций летательных аппаратов перспективным направлением является создание сварных узлов, в которых часть деталей изготовлена из литейных алюминиевых сплавов методами литья, а другая часть — из деформируемых алюминиевых сплавов методами механической обработки, листовой штамповки и т.п. В таком случае актуальным становится исследование свариваемости и свойств сварных соединений литейных и деформируемых сплавов в разноименном сочетании [1—4].

Литейный сплав ВАЛ14 относится к системе сплавов Al—Cu, является высокопрочным и теплопрочным сплавом, разработанным для применения в сварных конструкциях в сочетании с теплопрочными деформируемыми сплавами, работающими в интервале температур до 300 °С. Сплав значительно упрочняется после закалки и искусственного старения.

Цель работы — исследование свариваемости и свойств сварных соединений сплава ВАЛ14 с деформируемыми теплопрочными сплавами 1151 и М40.

Методика проведения экспериментов. Отлитые заготовки из сплава ВАЛ14 были обработаны по толщине в размер 2,5 мм с параметром шероховатости Ra = 3,2 мкм. Механическую обработку литых заготовок, фрезерование торцов на пластинах и механическую обработку сварных образцов выполняли на вертикальном фрезерном станке марки 6В13П.

В процессе обработки визуально была выявлена пористость в средней части пластин сплава ВАЛ14.

Заготовки из деформируемых сплавов 1151 и М40 после раскроя на гильотинных ножницах по торцам были обработаны на фрезерном станке с параметром шероховатости Ra = 3,2 мкм.

После механической обработки листовые заготовки подвергали общему химическому травлению в щелочи с последующим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты. Непосредственно перед сваркой торцы свариваемых кромок у поверхности с лицевой и обратной сторон шва на расстоянии 15 мм от торцов зачищали шабером.

В связи с тем, что литые заготовки со всех сторон обрабатывали механически, общему химическому травлению их не подвергали. На литых заготовках свариваемые кромки непосредственно перед сваркой зачищали шабером.

Сварочную проволоку подвергали химическому травлению в щелочи с последую-

1. Механические свойства исследуемых сплавов толщиной 2,5 мм

Марка сплава	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	Угол изгиба α, °	*KC*U, Дж/см^2
	МПа				
ВАЛ14	385...393*/389	240...253/246	12,0...14,8/13,4	50...58/55	12,9...17,3/15,4
1151	438...466/453	343...368/354	22,9...24,3/23,8	63...65/64	9,7...11,7/10,7
М40	395...399/397	264...269/266	18,1...19,2/18,5	54...57/56	6,7...11,0/8,8

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

щим осветлением в 30%-ном растворе азотной кислоты.

Автоматическую аргонодуговую сварку осуществляли на установке типа УСПО методом сварки вращающимся электродом на технологической подкладке из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т с формирующей канавкой радиусной формы.

Автоматическую аргонодуговую сварку выполняли на режиме: ток сварки 140 А; скорость сварки 24 м/ч; расход аргона 7 л/мин для образцов толщиной 2,5 мм. Частота вращения неплавящегося вольфрамового электрода 1,5...1,7 Гц. В процессе сварки литой заготовки с заготовкой из деформированного металла электрод располагали со смещением 0,8...1,5 мм в сторону деформированного металла.

Ручную аргонодуговую сварку проводили в приспособлении на технологической подкладке с формирующей канавкой от источника питания ИСВУ-315.

Образцы из основного металла и сварных соединений для механических испытаний, испытания на усталость, металлографических исследований и коррозионных испытаний изготовляли в соответствии с ГОСТ 1497—84, ГОСТ 14019—2003, ГОСТ 6996—66, ГОСТ 9.021—74, ГОСТ 9.019—74.

Марку присадочной проволоки для сварки разноименных сочетаний выбирали из условия склонности к образованию горячих трещин по методике МВТУ. По этой методике склонность сплава к образованию горячих трещин изучают путем определения максимального темпа деформации свариваемого образца, подвергаемого принудительному деформированию на испытательной установке ЛТП-1-6.

Пластины из литейного сплава ВАЛ14 размером 2,5×100×200 мм в одноименном сочетании сваривали ручной и автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой Св.1201, в разноименном сочетании со сплавами 1151 и М40 толщиной 2,5 мм сваривали с присадочной проволокой Св.1177 диаметром 2,0 мм при автоматической сварке и 3,0 мм при ручной сварке.

Испытания на усталость сварных образцов, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой, проводили на испытательной машине 300-1 на изгиб с частотой нагружения 46 Гц с базой испытания 10^7 циклов.

Из образцов изготовляли микрошлифы в поперечном разрезе сварного соединения. Изучение и фотографирование структуры проводили на металлографическом микроскопе "НЕОФОТ-30" при различных увеличениях. Шлифы травили в реактиве Келлера.

Механические свойства исследуемых материалов приведены в табл. 1.

Результаты исследований и их обсуждение. По методу МВТУ в данном исследовании проведена количественная сравнительная оценка сопротивляемости сочетания горячим трещинам по показателю технологической прочности. При заданном термическом цикле сварки за показатель технологической прочности принято значение критической скорости деформации $A_{кр}$, при котором в испытуемом образце начинают появляться трещины. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Из данных, приведенных в табл. 2, видно, что для сочетания сплавов ВАЛ14 + 1151 предпочтительно использование проволоки марки Св.1177.

2. Результаты пробы МВТУ различных сочетаний сплавов

Сочетание сплавов	Марка присадочной проволоки	$A_{кр}$, мм/мин
М40 + М40	Св.1177	3,61
ВАЛ14 + ВАЛ14	Св.1201	3,92
1151 + 1151	Св.1177	2,55
	Св.АК5	3,42
ВАЛ14 + М40	Св.1177	4,54
	Св.1201	3,64
ВАЛ14 + 1151	Св.1177	2,68
	Св.1201	2,55

Крестовая проба, являющаяся методом определения технологической прочности металлов и сплавов в процессе кристаллизации и позволяющая определить относительную склонность сочетания ВАЛ14 со сплавом 1151 к трещинообразованию по отношению суммарной длины трещин, измеренных после остывания образца к периметру шва после сварки, заваренная с присадочной проволокой Св.1177, показала результаты, примерно равные по обоим сплавам (табл. 3).

При использовании крестовой пробы сварку вели по замкнутому контуру. Последующий шов накладывали после остывания предыдущего шва. При сварке выдерживали катет шва около 10 мм и равномерный проплав около 2 мм.

Сварные пластины разноименного сочетания подвергали трехкратной подварке автоматической аргонодуговой сваркой. Каждую последующую подварку выполняли после удаления усиления и проплава заподлицо с основным материалом. Сварочный ток при последующей подварке увеличивали на 5...8 А от предыдущей подварки.

По результатам рентгеновского контроля установлено, что сварные соединения, выполненные ручной аргонодуговой сваркой, были

3. Результаты крестовой пробы сплава ВАЛ14 + 1151

Протяженность трещины, мм				
1-й шов (1151)	2-й шов (ВАЛ14)	3-й шов (1151)	4-й шов (ВАЛ14)	Среднее значение по образцу сплава 1151/ВАЛ14
13,0	12,5	14,0	9,5	13,5/11
14,0	12,0	11,0	20,0	12,5/16
12,5	13,0	10,5	10,0	11,5/11,5

без внутренних дефектов. С увеличением числа подварок наблюдали рост пористости по линии сплавления основного и наплавленного материалов [5, 6].

Из сварных соединений после сварки, подварок, нагревов при температурах 110 °С, 10 ч; 250 °С, 3 ч, 350 °С, 3 ч и прокатки были изготовлены образцы для испытаний статическим растяжением, статическим изгибом и на ударную вязкость.

Результаты представлены в табл. 4.

Из данных табл. 4 видно, что прочность сварного соединения составляет примерно 80 % от прочности основного металла.

Механические характеристики сварных соединений, выполненных ручной сваркой, ниже аналогичных характеристик соединений, полученных автоматической сваркой.

Исследование свариваемости сплава ВАЛ14 в одноименном и разноименном сочетаниях со сплавами М40 и 1151 показало, что для сварки в одноименном сочетании может быть рекомендована проволока Св.1201, а для сварки в разноименном сочетании — проволока Св.1177. Она обеспечивает прочность сварного соединения на уровне 80 % относительно прочности основного металла сплава ВАЛ14. Пластичность (угол изгиба и ударная вязкость) в 2—3 раза ниже пластичности основных свариваемых металлов, что характерно для сварных соединений из деформированных алюминиевых сплавов.

Восстановленная прочность образцов с нагревами уменьшается с повышением температуры нагрева.

Сварные соединения ВАЛ14 + 1151 подвергали прокатке цилиндрическими роликами по шву с силой прижатия роликов 12 500 Н для снижения уровня остаточных напряжений и уменьшения прогиба (3,5...6,9 мм на базе 300 мм) пластины вдоль шва.

Пластические деформации от прокатки в поперечном направлении небольшие и не компенсируют поперечную усадку от сварки. Из данных, представленных в табл. 4, следует, что угол изгиба соединений уменьшился на 20...25 %, что свидетельствует о снижении пластичности сварного соединения под действием прокатки. При этом прочность соединения повышается.

Результаты испытаний на усталость сварных образцов, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой, приведены в табл. 5.

4. Механические свойства образцов основного металла и сварных соединений исследуемых сплавов толщиной 2,5 мм

Сочетание свариваемых сплавов	Характеристика образца	$\sigma_в$, МПа	α, °	*KC*U, Дж/мм^2	Характер разрушения образца при испытаниях
ВАЛ14	Основной металл	385...393 / 389	50...58 / 55	12,9...17,3 / 16,4	—
ВАЛ14 + ВАЛ14	АИНп	306...322 / 312	30...44 / 39	16,0...21,7 / 18,2	По ЛС 100 %
ВАЛ14 + 1151	АИНп	314...360 / 336	25...30 / 28	1,8...7,3 / 4,4	По ЛС 100 % со стороны 1151
ВАЛ14 + 1151	РИНп	312...340 / 325	15...18 / 16	1,8...3,6 / 2,5	
	АИНп с одной подваркой	245...309 / 270	22...31 / 25	7,9...9,7 / 8,8	ЛС "1" — 80 %; ЛС "4" — 20 %
ВАЛ14 + 1151	АИНп с двумя подварками	233...306 / 273	17...31 / 27	1,8...4,4 / 3,1	
	АИНп с тремя подварками	187...229 / 206	20...27 / 23	2,7...5,4 / 4,5	
ВАЛ14 + 1151	АИНп с прокаткой	343...367 / 351	12...27 / 21	5,4...7,2 / 6,3	ЛС "1" — 25 %; ОМ "4" — 75 %
	АИНп с нагревом 110 °С, 10 ч	315...341 / 329	25...40 / 26	6,4...7,1 / 6,9	ЛС "1" — 60 %; ОМ "4" — 40 %
ВАЛ14 + 1151	АИНп с нагревом 250 °С, 3 ч	263...289 / 281	20...26 / 23	4,5...8,9 / 6,1	ЛС "1" — 100 %;
	АИНп с нагревом 350 °С, 3 ч	200...229 / 213	35...46 / 40	7,2...9,7 / 8,2	ОМ "1" — 75 %; ЛС "1" — 25 %
ВАЛ14 + М40	АИНп	298...316 / 309	32...54 / 46	3,3...5,4 / 4,5	ЛС "0" — 80 %; ЛС "1" — 20 %
	РИНп	292...316 / 307	25...30 / 27	2,1...4,1 / 2,8	ЛС "0" — 60 %; ЛС "1" — 40 %

Примечания. 1. АИНп, РИНп — дуговая сварка в инертных газах соответственно автоматическая и ручная неплавящимся электродом с присадочным материалом. 2. ЛС — линия сплавления, ОМ — основной металл.

На рис. 1 приведена макроструктура образца сплава ВАЛ14 в одноименном сочетании. На правой стороне образца в зоне термического влияния зерно значительно крупнее, чем на левой стороне.

Микроструктура сварного образца сплавов ВАЛ14 + 1151 (образец 1-4П) (рис. 2) после прокатки роликами по металлу шва однородная и состоит из равноосных и пластинчатых дендритов. В сварном соединении дефектов не обнаружено. Структура основного металла ВАЛ14 состоит из крупных зерен α-твердого раствора разной травимости.

Микроструктура центральной части шва сплавов ВАЛ14 + М40 (образец 4-0) (рис. 3) состоит из ячеистых дендритов, имеются отдель-

5. Результаты испытаний сварных образцов на усталость

Образец	Верхний предел нагружения, МПа	Число циклов до разрушения	Характер разрушения
ВАЛ14 + 1151 (АИНп)	180	5 712 000	Основной металл ВАЛ14
		2 044 000	
	160	10^7	Без разрушения
ВАЛ14 + 1151 (АИНп с прокаткой)	200	924 000	Основной металл ВАЛ14
	180	840 000	
		10^7	Без разрушения
	160	1 708 000	Основной металл ВАЛ14 на расстоянии 23 мм от шва
	140	3 052 000	
	120	4 102 000	
	100	3 066 000	Основной металл ВАЛ14 на расстоянии 15 мм от шва
	100	10^7	Без разрушения
	80		

ные поры. Микроструктура сплава М40 состоит из мелких зерен α-твердого раствора и темных включений.

Проведено исследование коррозионной стойкости сварных соединений литейного сплава ВАЛ14 в сочетании с деформируемыми сплавами 1151 и М40.

Определены следующие характеристики:

1) склонность к расслаивающей коррозии (ГОСТ 9.904—82);

2) склонность к межкристаллитной коррозии (ГОСТ 9.021—74);

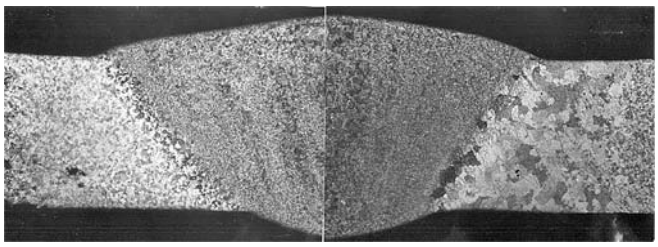


Рис. 1. Макроструктура образца сварного соединения сплава ВАЛ14 в одноименном сочетании. ×10

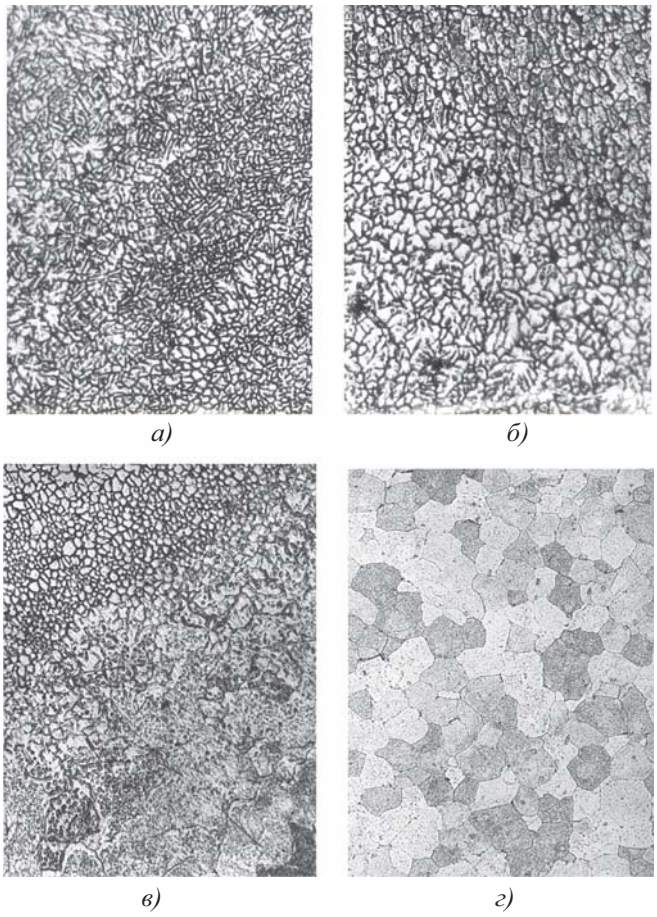


Рис. 2. Микроструктура различных зон сварного соединения сочетания сплавов ВАЛ14 + 1151 после прокатки роликами по металлу шва (×160):

а — шов; *б* — линия сплавления со стороны сплава 1151; *в* — линия сплавления со стороны сплава ВАЛ14; *г* — основной металл ВАЛ14

3) склонность к общей коррозии в соответствии с ГОСТ 9.017—74 (по потере механических свойств и по скорости коррозии);

4) склонность к коррозионному растрескиванию в соответствии с ГОСТ 9.019—74 (по времени до растрескивания) — при постоянной деформации.

Установлено, что при сочетании сплавов ВАЛ14 + ВАЛ14 нагрев 250 °С, 3 ч, улучшает коррозионные свойства, в то время как при нагреве 110 °С, 10 ч, образцы при напряжении 200 МПа разрушались за 13 сут, а на исходном материале обнаружена высокая склонность к расслаивающей коррозии — 8 балл.

При сочетании в сварном соединении сплавов ВАЛ14 + М40 наблюдается повышенная склонность к расслаивающей коррозии на сплаве М40 (7—8 балл) и склонность к коррозионному растрескиванию — разрушение происходит даже при напряжении 100 МПа.

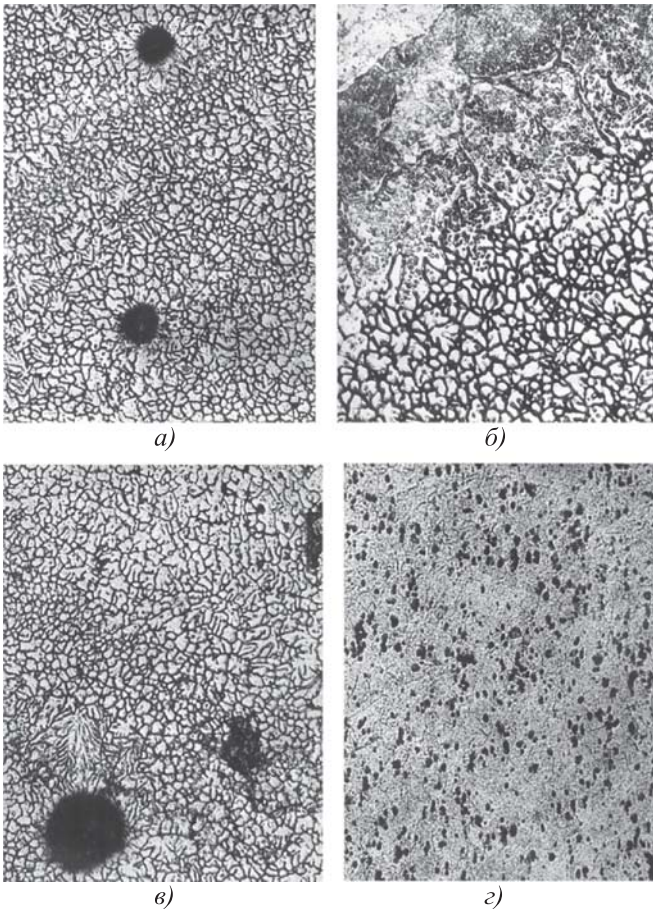


Рис. 3. Микроструктура различных зон сварного соединения сочетания сплавов ВАЛ14 + М40 (×160):

а — шов; *б* — линия сплавления со стороны сплава ВАЛ14; *в* — линия сплавления со стороны сплава М40; *г* — основной металл М40

При сварке сплавов ВАЛ14 + 1151 как в исходном состоянии, так и при нагреве 110 °С, 10 ч, сочетание имеет высокую склонность к межкристаллитной коррозии (0,42 мм), к коррозионному растрескиванию (разрушение при напряжении 200 МПа происходит за период от 20 до 70 сут).

Выводы

1. Для сварки разноименных сочетаний литейного сплава ВАЛ14 с деформируемыми сплавами 1151 и М40 присадочная проволока Св.1177 показала удовлетворительные результаты: сопротивляемость сочетания ВАЛ14 + 1151 горячим трещинам выше, чем у одноименного сочетания 1151, выполненного этой же присадочной проволокой.

2. Прочность сварного соединения ВАЛ14 + + 1151 составляет 80 % прочности основного материала.

3. Восстановленная прочность сварных соединений после нагревов зависит от температуры нагревов. С повышением температуры нагревов предел прочности сварного соединения уменьшается.

4. Коррозионная стойкость сварных соединений из сплава ВАЛ14 и в сочетании с деформированными алюминиевыми сплавами М40 и 1151 пониженная. Для защиты от коррозии сварное соединение и узлы необходимо анодировать и наносить лакокрасочные покрытия.

5. Прокатка сварного шва роликами незначительно снижает пластичность сварного соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сварка** алюминиевых литейных сплавов / В.И. Рязанцев, В.В. Овчинников, Е.Б. Глотов, В.М. Кайнов // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 8. С. 17—25.

2. **Рязанцев В.И., Федосеев В.А.** Сварка разноименных алюминиевых и магниевых сплавов // Авиационная промышленность. 2000. № 3. С. 54—59.

3. **Овчинников В.В.** Современные наукоемкие технологии в сварочном производстве // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2011. № 5. С. 35—45.

4. **Манаков И.Н., Овчинников В.В.** Исследование свариваемости литейного сплава ВАЛ8 с деформируемыми сплавами АМг6 и В-1341 // Научная перспектива. 2011. № 1. С. 62—63.

5. **Овчинников В.В.** Пористость при сварке алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 1. С. 12—16.

6. **Манаков И.Н., Гуреева М.А., Овчинников В.В.** Источники и механизм порообразования при сварке литейных алюминиевых сплавов // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 3. С. 22—23.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Иван Николаевич Манаков;
Ирина Александровна Курбатова, канд. техн. наук

УДК 621.771

В.Б. Мамаев, М.В. Мамаев
(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

Метод траекторий главных нормальных направлений на примере исследования напряженного состояния процесса осадки

Приведено теоретическое обоснование математической модели для аналитического анализа напряженного состояния методом траекторий главных направлений, сформулированы основные базовые положения, особенности, свойства и допущения метода, а также показаны возможности и эффективность его использования на примере процесса осадки.

Ключевые слова: математическое моделирование; метод траекторий; осадка; напряженное состояние; условия пластичности; граничные условия.

Theoretical justification of mathematical model for the analytical analysis of tension is given by method of trajectories of the main directions, the basic base provisions, features, properties and method assumptions are formulated, and also possibilities and efficiency of its use on process example upsetting are shown.

Keywords: mathematical simulation; method of trajectories; upsetting; stressed state; ductility conditions; boundary conditions.

Исследования, связанные с расчетом контура свободной поверхности в процессах осадки [1], математическим моделированием напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела [2—4], а также анализ условия пластичности и граничных условий [5] дали возможность сформулировать основы метода траекторий главных нормальных направлений. Более подробно основные положения этого метода и их обоснование изложены ниже.

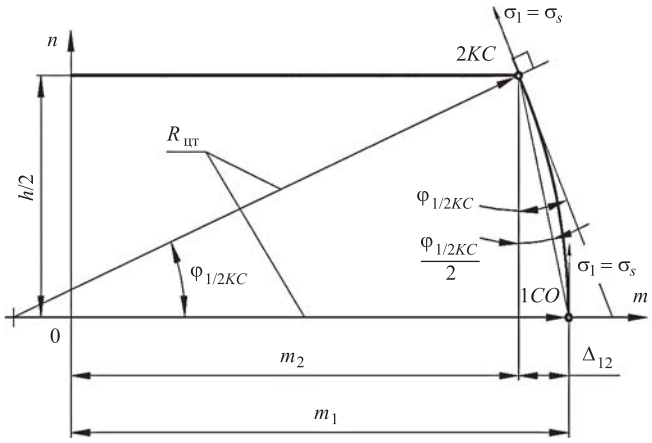


Рис. 1. Параметры контура свободной поверхности в процессе осадки [1]

В работе [1] приведены теоретическое обоснование и методика расчета контура свободной поверхности в процессах осадки. Показано, что этот контур является геометрическим местом точек, представляющих собой траекторию главного нормального напряжения $\sigma_1 = \sigma_s$, которое направлено по касательной к этому контуру (рис. 1), т.е. контур свободной поверхности является траекторией главного нормального направления 1.

Математическую зависимость, описывающую контур свободной поверхности, а следовательно, траекторию главного нормального напряжения σ_1 можно найти на основании использования геометрического смысла производной:

$$n' = \mathrm{tg}\left(\frac{\pi}{2} - \varphi_{1/C}\right) = \mathrm{ctg}\varphi_{1/C}$$

или (1)

$$\frac{dn}{dm} = \mathrm{ctg}\varphi_{1/C} = \frac{\sqrt{1-\sin^2\varphi_{1/C}}}{\sin\varphi_{1/C}},$$

где $\varphi_{1/C}$ — текущий угол между вертикальной осью n и главным нормальным направлением (напряжением σ_1 и сопротивлением пластическому деформированию σ_s) на контуре свободной поверхности, изменяющийся от т. $1CO$ до т. $2KC$ в пределах $0 \leqslant \varphi_{1/C} \leqslant \varphi_{1/2KC}$ (см. рис. 1).

Принимая изменение касательных напряжений на контуре свободной поверхности (траектории главного нормального напряжения σ_1) вдоль оси n линейным:

$$\sin\varphi_{1/C} = \frac{2n}{h}\sin\varphi_{1/2KC}, \qquad (2)$$

где $\varphi_{1/2KC}$ — угол между вертикальной осью n и главным нормальным напряжением σ_1 (сопротивлением пластическому деформированию) в т. $2KC$, т.е. на границе свободной и контактной поверхностей.

После интегрирования и подстановки граничных условий [1] получаем искомое решение:

$$\left(m - \left(m_{2KC} \pm h/\left(2\mathrm{tg}\varphi_{1/2KC}\right)\right)\right)^2 + n^2 = \\ = h/\left(2\sin\varphi_{1/2KC}\right)^2, \qquad (3)$$

где m_{2KC} — координата т. $2KC$ пересечения свободной и контактной поверхностей.

Анализ выражения (3) показал, что оно является уравнением окружности радиусом

$$R_C = h/\left(2\sin\varphi_{1/2KC}\right), \qquad (4)$$

где R_C — радиус окружности и ее дуги, описывающей контур свободной поверхности. Центр окружности имеет координаты:

$$m_{\text{ЦТ}} = m_{2KC} \pm h/\left(2\mathrm{tg}\varphi_{1/2KC}\right); \; n_{\text{ЦТ}} = 0. \qquad (5)$$

В формулах (3) и (5) знак "–" используется для расчета и построения контура свободной поверхности и траекторий главных нормальных направлений 1 в случае осадки относительно низких или средних по высоте образцов, а также для приконтактных областей при осадке относительно высоких образцов, т.е. при двойном бочкообразовании. Знак "+" используется при построении траекторий в случае растяжения образцов, а также при осадке, но только для построений в так называемой области непосредственного и косвенного влияния процесса бочкообразования на свободной поверхности.

Далее по данным теоретических исследований [2—4], а также с учетом приведенного выше представляется возможным на примере процесса осадки сформулировать основные базовые положения, особенности, свойства и допущения метода траекторий главных нормальных направлений (напряжений и деформаций).

1. Задачи по определению напряженного и деформированного состояний на основании использования свойства инвариантности решаются поэтапно, используется возможность перехода от трехмерной объемной задачи к эквивалентной плоской или осесимметричной задаче, а также обратно. Для этого кроме понятия главные нормальные направления 1, 2 и 3 также используются понятия главная плоскость и эквивалентное главное направление 23. Понятие главной плоскости подразумевает плоскость сечения эллипсоида напряжения и (или) деформации, в которой лежат главное нормальное направление 1, полное напряжение p_O и (или) полная деформация Δ_O, ось координат Z и эквивалентное направлениям 2 и 3 главное направление 23.

2. Напряженное или деформированное состояние тела, находящегося в состоянии пластичности, для удобства перехода от одной системы координат к другой и использования полученных результатов рассматривается в плоскости, образованной системой ортогональных координат m и n, в 1-м квадранте с центром (0; 0), постоянно находящимся в центре осаживаемого образца. Эта плоскость является не только плоскостью симметрии, но и плоскостью, где имеет место плоскодеформированное или осесимметричное напряженное состояние. Промежуточное решение, полученное для таких плоскостей, может и должно рассматриваться как очередные дополнительные граничные условия, необходимые для продолжения решения, в том числе трехмерных, т.е. объемных задач (в общем виде).

3. Метод основан на утверждении, что свободная поверхность является естественным геометрическим местом точек, которое может быть описано с помощью траекторий главных нормальных направлений 1, 2 и 3, так как эти траектории принадлежат свободной поверхности. Контур свободной поверхности в сечении, образованном плоскостью с координатными осями n и m, является траекторией главного нормального направления 1 (напряжения σ_1) и, как показано на рис. 1, представляет собой геометрическое место точек, лежащих на дуге окружности с параметрами, определяемыми в соответствии с уравнениями (3), (5). Траектории главных нормальных направлений 1 и 23 (напряжений σ_1 и σ_{23}) образуют два ортогональных семейства, следовательно, траектории направления 23 являются радиусами и определяются также по формулам (4) и (5).

4. На контактной поверхности деформируемого тела в общем случае выделяют две зоны (области) — скольжения и прилипания (застоя). Е.П. Унксов для упрощения предложил разделить всю зону скольжения на два участка: участок интенсивного и участок затрудненного скольжения или зона торможения, где по мере возрастания угла φ_K до 60...70° касательные напряжения начинают составлять 85...90 % своего максимального значения.

Далее по мере увеличения угла φ_K они так же, как и $\sin\varphi_K$, растут медленно и приближаются к своему максимуму асимптотически, что хорошо соответствует результатам экспериментов. Поэтому предлагаемый метод не предусматривает необходимости в таком разделении. Он основан на другой необходимости — выделить следующие характерные области: области непосредственного и косвенного влияния процесса бочкообразования на свободной поверхности, основную область скольжения и область пластического течения в глубине зоны прилипания, так как на контактной поверхности в зоне прилипания условие пластичности не соблюдается, а пластическое течение локализуется в глубине осаживаемого тела.

5. Условие пластичности используется в общем виде (4) [5], а в случае использования координат n и m — в параметрическом виде (5) [5]. В конкретных случаях, т.е. для свободной или контактной поверхности применяются формулы в частном виде (7) или (8) [5]. Граничные условия в характерных для самого общего случая точках (при осадке относительно низких образцов) принимаются в соответствии с условием пластичности и рекомендациями, приведенными в работе [5].

Все эти условия являются функциями угла φ_1, в том числе $\varphi_{1/C}$ или $\varphi_{1/K}$. Угол φ_1 — это угол между координатной осью n и главным направлением 1, а значит одновременно угол наклона главного нормального напряжения σ_1, сопротивления пластическому деформированию σ_s и главной нормальной деформации в этом направлении. Знание этого угла в любой точке деформируемого тела, находящейся в пластическом состоянии, позволяет определять напряженное и деформированное состояния в этой точке, поэтому основной задачей, решаемой в данной работе, является обеспечение возможности определения этих углов с помощью сетки траекторий главных нормальных направлений.

6. Угол φ_1 может изменяться от 0 на всей координатной оси m, включая т. $1CO$ на свободной поверхности, и до $\pi/2$ на границе между областью прилипания—застоя и пластической областью, локализующейся в глубине образца, включая т. $5K$ на контактной поверхности [5].

7. На свободной поверхности угол теоретически может находиться в пределах $0 \leqslant \varphi_{1C} \leqslant \pi/4$. Фактически его максимальное значение, которого он достигает на границе с контактной поверхностью $\varphi_{1C\max} = \varphi_{1/2KC}$, определяется по формуле (10) [5]. Его значение зависит от основных технологических параметров, таких как коэффициент контактного трения μ_A, относительная деформация δ и относительная высота исходной заготовки h_0/b_0 (или h_0/d_0). Поэтому следует обратить внимание на то, что по ходу и в результате процесса осадки угол $\varphi_{1/2KC}$ изменяется в соответствии с формулой (10) [5], т.е. от 0 в самый начальный момент до начала бочкообразования до некоторого определенного значения. Таким образом, краевое граничное условие не остается постоянным, а изменяется по ходу процесса осадки. На контактной поверхности угол $\varphi_{1/K}$ убывает от $\pi/2$ в т. $5K$ до $\varphi_{1/2KC}$ в т. $2KC$. При этом возможны два случая.

8. Если $\varphi_{1/2KC} < \varphi$, где φ — угол трения, определяемый по формулам (6), [5], то как показано в [5] и на рис. 2, эпюра контактных напряжений не имеет точек перегиба (локальных экстремумов), а поле траекторий главных направлений имеет наиболее простой вид. Контур свободной поверхности, являющийся траекторией главного направления 1, строится с помощью расчета по формулам (3)—(5).

Все остальные траектории главного направления 1, как и траектория, принадлежащая свободной поверхности, являются дугами окружностей, которые имеют общий центр в соответствии с формулой (5):

$$m_{\text{ЦТ}} = m_5 = m_{2KC} \pm h/\left(2\text{tg}\varphi_{1/2KC}\right);\ n_{\text{ЦТ}} = 0. \quad (6)$$

Радиусы этих окружностей определяются в соответствии с формулой (4):

$$R_K = h/\left(2\sin\varphi_{1/K}\right), \quad (7)$$

где от т. $5K$ до т. $2KC$ радиусы изменяются в пределах

$$h/2 \leqslant R_K \leqslant R_C. \quad (8)$$

Траектории главных направлений 23 в силу их ортогональности направлениям 1 являются отрезками радиусов, т.е. прямых, исходящими из центра концентрических окружностей. Однако на расстоянии, меньшем, чем $R_{5K} = h/2$ от центра они уже перестают быть прямыми и входят в семейство кривых, крайняя из которых

при условии, что как и в т. $5K$, где $\varphi_{1/5K} = \pi/2$ и $\tau_K = \tau_{\max} = 0{,}5\sigma_s$, является границей между областью прилипания—застоя, расположенной на участке от т. $5K$ до т. $6K$, ($m_6 = 0$) и областью пластического течения.

9. На траекториях главных нормальных напряжений σ_1 нормальные напряжения σ_m — const, т.е. не изменяются вдоль оси n (по высоте образца), в то время как изменяются нормальные напряжения σ_n — var, при этом касательные напряжения изменяются линейно $\tau_{nm} = \tau_{mn} = 0{,}5\sigma_s(2n/h)\sin\varphi_{1/K}$. Однако на вертикальных линиях, соединяющих контактные поверхности инструмента и перпендикулярных оси m, нормальные напряжения σ_n — const.

10. На траекториях главных нормальных напряжений σ_{23} касательные напряжения не изменяются $\tau_{nm} = \tau_{mn} = 0{,}5\sigma_s\sin\varphi_{1/C}$ — const и (или) $\tau_{nm} = \tau_{mn} = 0{,}5\sigma_s\sin\varphi_{1/K}$ — const, т.е. $\varphi_{23} = \varphi_{1/C}$ — const и (или) $\varphi_{23} = \varphi_{1/K}$ — const, но изменяются σ_n и σ_m — var, причем так, чтобы их разность была постоянной: $\sigma_n - \sigma_m$ — const, что очевидно исходя из условия пластичности (4), [5], так как φ_{23} — const.

11. Если $\varphi_{1/2KC} > \varphi$, то на краю образца, как это показано в [5] и на рис. 3, образуются две специфические области пластического течения: область непосредственного влияния, имеющая форму двояковыпуклой линзы, и переходная область косвенного влияния, имеющая форму двояковогнутой линзы. Тогда на эпюре контактных напряжений в т. $3K$ произойдет всплеск напряжения, где $\sigma_n = \sigma_s$.

Так как траектории главного нормального напряжения σ_1 направлены под углом $\varphi_{1/K}$ к оси n, т.е. в рассматриваемом случае к контактной поверхности, то направление угла $\varphi_{1/K}$ зависит от характера изменения контактных напряжений σ_n. В точках экстремумов эпюры σ_n траектории будут раздваиваться. Это связано с тем, что при подходе к точке экстремума слева и справа значения производной будут отличаться знаком.

Например, в рассматриваемом случае при $\varphi_{1/2KC} > \varphi$ т. $2KC$ является локальным минимумом, где будут иметь место две траектории главного нормального напряжения σ_1, направленные под углами $\pm\varphi_{1/2KC}$ к оси n, что в свою очередь приводит к образованию в определенном смысле обособленной области в форме двояковыпуклой линзы. Одна из траекторий главного направления 1, исходящая из т. $2KC$, соприкасается с траекторией, исходящей из т. $4K$ в т. $3O$, тогда в точке локального максимума контактного напряжения σ_n — $3K$ траектории главного нормального напряжения σ_1 переходят в две траектории главного нормального напряжения σ_{23}.

В качестве примечания к приведенным выше основным принципам, используемым для построения сетки траекторий главных нормальных направлений, следует отметить, что данная работа не ставила своей целью создание инструкции по разработке программных продуктов и построения сетки траекторий. Тем не менее, целью данной работы является изложение только основных принципов предлагаемого метода и их обоснование, а также показать эффективность и перспективы применения этого метода. Поэтому за рамками данной работы оказались результаты теоретических и практических разработок по целому ряду вопросов.

Например, к ним относятся: построение сеток траекторий для относительно высоких образцов, осадка которых сопровождается

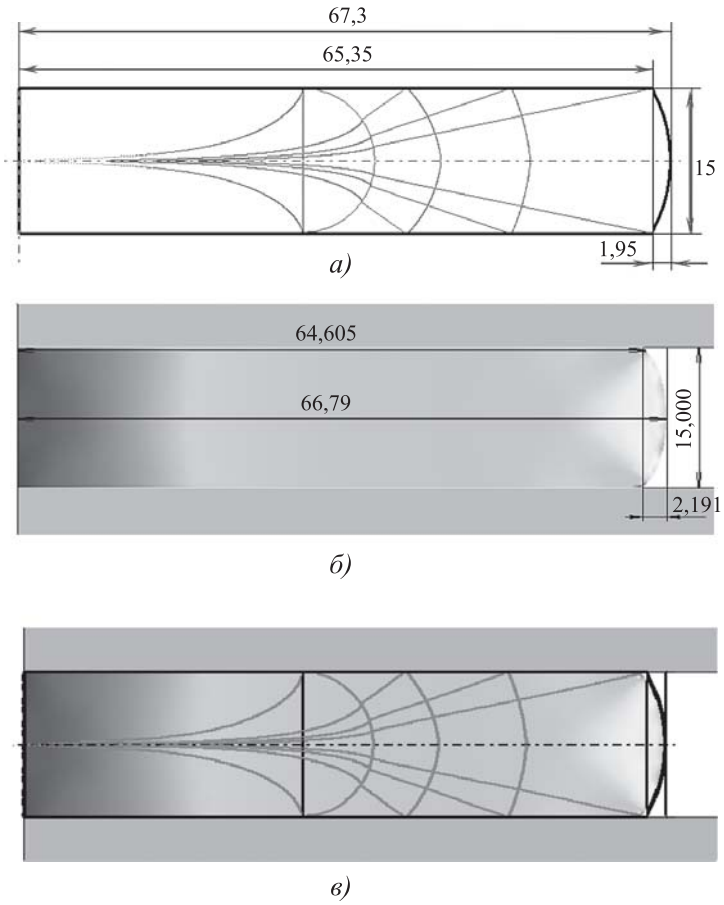


Рис. 2. Сетка траекторий главных нормальных напряжений σ_1 и σ_{23} (*а*), среднее напряжение — QForm 2D (*б*), наложение изображений *а* и *б* (*в*), полученные для следующих параметров осадки:

$\mu = 0{,}3$; $h_0 = 50$ мм; $b_0 = 40$ мм; $\delta = 0{,}7$; $\varphi = 0{,}54$ рад; $\varphi_{1/2KC} = 0{,}51$ рад; $\varphi_{1/2KC} > \varphi$

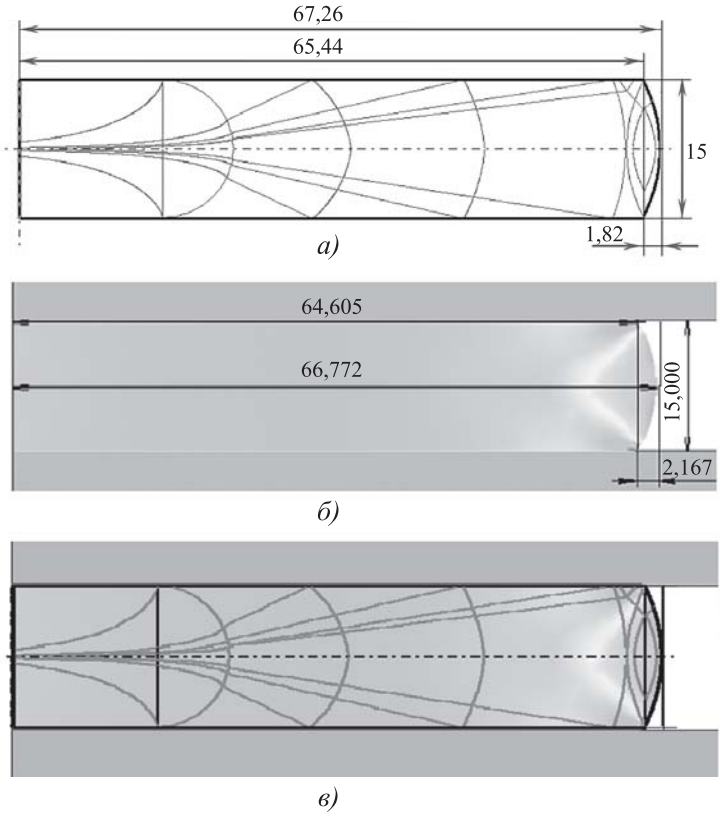


Рис. 3. Сетка траекторий главных нормальных напряжений σ_1 и σ_{23} (*а*), среднее напряжение — QForm 2D (*б*), наложение изображений *а* и *б* (*в*), полученные для следующих параметров осадки:

μ = 0,2; h_0 = 50 мм; b_0 = 40 мм; δ = 0,7; φ = 0,38 рад; $\varphi_{1/2KC}$ = 0,48 рад; $\varphi_{1/2KC} > \varphi$

двойным бочкообразованием, а также сеток траекторий внутри таких областей пластического течения, как область, находящаяся между двумя зонами и областями прилипания, двояковыпуклая линзообразная область непосредственного и двояковогнутая линзообразная область косвенного влияния процесса бочкообразования и другие вопросы. Поэтому при построении траекторий главных нормальных направлений, приведенных в данной работе, на различных рисунках также не ставилось целью получение густой сетки, а наоборот, для облегчения восприятия показаны лишь крайние пограничные случаи, а также особенности и тенденции, направленные на изменения их кривизны и направления.

В заключение к данному этапу исследований следует отметить то, что построение сетки траекторий главных нормальных напряжений не является самоцелью, а разработанная математическая модель является средством для определения напряжений не только на контактной поверхности, но и по всему объему осаживаемого образца. Это позволяет оценивать напряженное состояние в любой исследуемой точке, где имеет место пластическое течение, например, с помощью показателя напряженного состояния σ/T по В.Л. Колмогорову, определять застойные зоны и четко устанавливать их границы.

Таким образом, на основании теоретических исследований, а также на основании сформулированных выше основных базовых положений, особенностей, свойств и допущений метода траекторий главных нормальных напряжений был разработан программный продукт, позволяющий строить эпюры контактных напряжений и сетки траекторий главных нормальных направлений. Например, как это показано в [5] и рис. 2 и 3. Поэтому далее представляется возможным провести компьютерное моделирование и выполнить анализ влияния основных технологических факторов на протекание и результаты процессов осадки.

Полученные результаты по исследованию напряженного состояния на основании анализа главных напряжений позволяют перейти к анализу деформированного состояния также в главных деформациях, что открывает путь к изучению истории деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мамаев В.Б.** Расчет контура свободной поверхности в процессах осадки и центрирование заготовок в ручьях штампов // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 34 — 37.

2. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Математическое моделирование наряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела. Ч. 2. Анализ условий пластичности // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 2. С. 29—34.

3. **Мамаев В.Б.** Анализ напряженного и деформированного состояния в элементарном объеме на примере процесса осадки // Известия Московского государственного технического университета МАМИ. 2013. Т. 2. № 2. С. 115—120.

4. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела. Ч. 3. Инвариантность напряженного состояния // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 4. С. 19—24.

5. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Условие пластичности и граничные условия на примере исследования напряженного состояния в процессах осадки // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 24—31.

Владимир Борисович Мамаев, канд. техн. наук,
vmamaev51@yandex.ru;
Михаил Владимирович Мамаев

УДК 621.73.012

В.С. Паршин, А.П. Карамышев,
Л.А. Чумакова, И.И. Некрасов, А.Е. Чигринский
(Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина)

Динамика привода радиально-ковочной машины для подготовки концов труб к волочению

Рассмотрены проблемы изучения динамики привода радиально-ковочной машины рычажного типа для подготовки концов труб к волочению. Разработаны расчетная схема и система дифференциальных уравнений для исследования динамических процессов радиально-ковочной машины. Проведен сравнительный анализ динамической нагруженности ковочной машины с измененными параметрами привода, предложенными после расчета динамических процессов в звеньях привода.

Ключевые слова: ковка; радиально-ковочная машина; приведенная схема; коэффициент динамичности; коэффициент перегрузки; динамика привода; параметрический анализ; рычаг; повышение надежности.

The problems of studying the dynamics of the drive of radial forging machine AVS type for preparing pipe ends to drawing are considered. The computational scheme and the system of differential equations for the study of dynamic processes of the radial forging machine are developed. Comparative analysis of dynamic loading of the forging machine with modified parameters of drive proposed after the calculation of dynamic processes in the links of the drive is made.

Keywords: forging; radial forging machine; diagram; dynamic coefficient; coefficient of overload; drive dynamics; parametric analysis; lever; increasing of reliability.

Подготовка концов труб является подготовительной операцией перед волочением труб. Для выполнения этой операции проводят обжатие переднего конца трубы. Цель обжатия — создание волочильной головки (захватки), которую можно свободно пропустить через волочильное кольцо для захвата переднего конца трубы волочильной тележкой.

В настоящее время существует два основных способа изготовления захваток: заковка переднего конца трубы на радиально-ковочных машинах и формирование захваток методом запрессовки на проталкивателях с механическим или гидравлическим приводом. Несмотря на ряд преимуществ, процесс формирования захваток методом проталкивания не отличается высокой производительностью и по некоторым параметрам во многих случаях уступает заковке. Одной из основных машин, применяемых для заковки концов труб и прутков, является радиально-ковочная машина (РКМ) рычажного типа, рабочий инструмент которой перемещается по дуге заданного радиуса [1].

Ковочная машина имеет четыре, расположенные через 90° перпендикулярно продольной оси, рабочих инструмента — бойка, одновременное движение которых осуществляется посредством эксцентриков, реализующих подъемное движение вращением главного вала. Подъемное движение эксцентриков передается на четыре рычага, которые в качестве центров вращения имеют закрепленные на лобовине оси. В переднем, выступающем из лобовины конце рычага рассмотрено приспособление для крепления инструмента. Машина оборудована специальным устройством для подачи заготовок [2]. Кинематическая схема привода машины приведена на рис. 1.

В научно-технической литературе подробно рассмотрены конструкция РКМ, технологические режимы ее работы, проведены многочисленные исследования области очага деформации при ковке [1, 2], однако отсутствуют работы, посвященные изучению динамики привода радиально-ковочных машин. Это объясняется сложностью построения расчетной модели.

Доказано, что даже незначительные деформации упругих звеньев приводят к появлению напряжений, не только соизмеримых, но и превышающих статические. Это может стать причиной усталостного разрушения деталей привода, а также приводит к снижению их долговечности.

Нагруженность машины определяется не только технологической нагрузкой, которая определяется внешним приложенным моментом

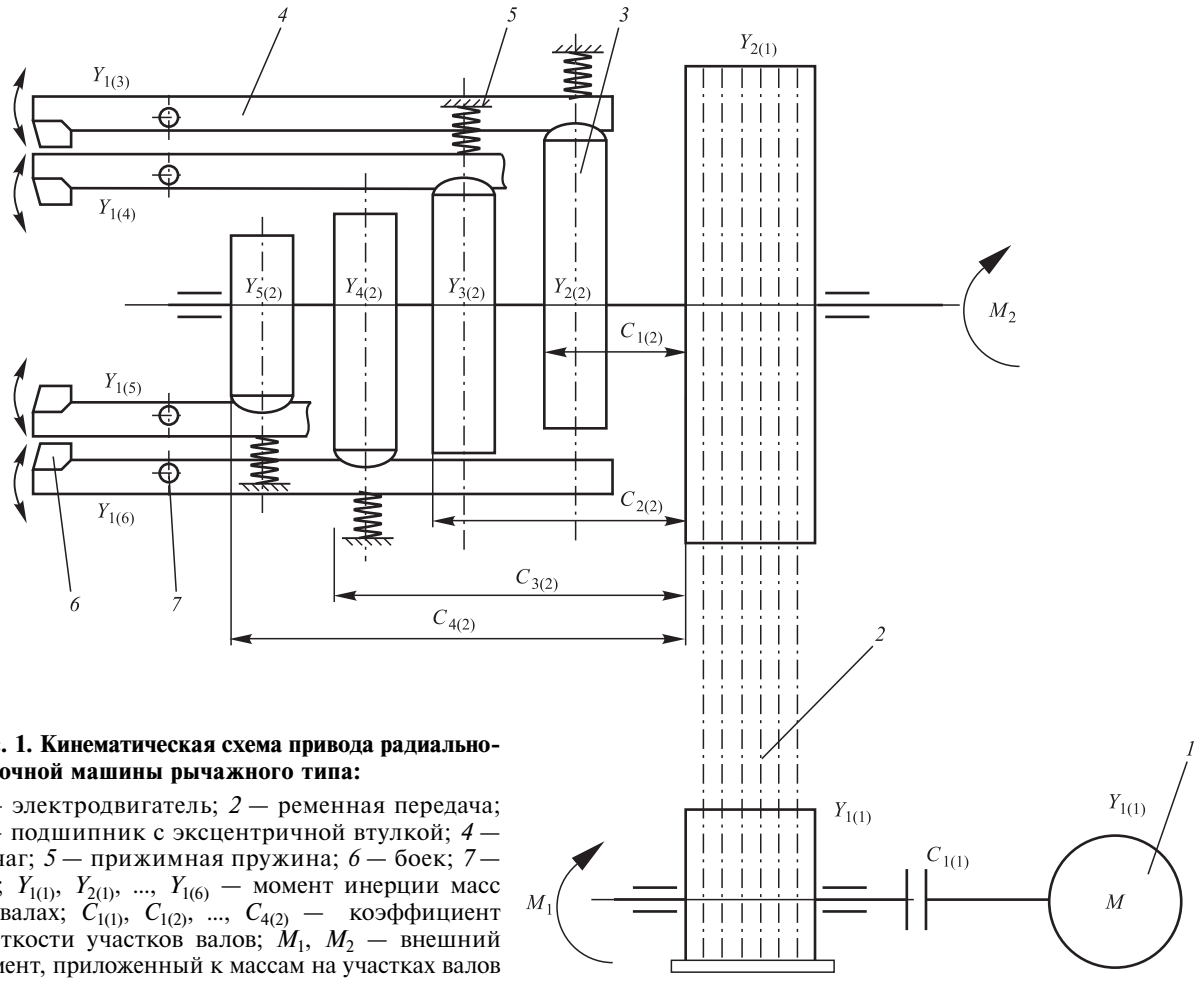


Рис. 1. Кинематическая схема привода радиально-ковочной машины рычажного типа:

1 — электродвигатель; *2* — ременная передача; *3* — подшипник с эксцентричной втулкой; *4* — рычаг; *5* — прижимная пружина; *6* — боек; *7* — ось; $Y_{1(1)}$, $Y_{2(1)}$, ..., $Y_{1(6)}$ — момент инерции масс на валах; $C_{1(1)}$, $C_{1(2)}$, ..., $C_{4(2)}$ — коэффициент жесткости участков валов; M_1, M_2 — внешний момент, приложенный к массам на участках валов

ковки, но также зависит от динамических сил в приводе. Для определения нагруженности ковочной машины введем несколько определений:

1. Для характеристики силы ковки используем коэффициент технологической перегрузки $K_{\text{т.п}}$, который определим как отношение максимального момента ковки к установившемуся значению момента ковки:

$$K_{\text{т.п}} = \frac{M_{\text{к}}^{\max}}{M_{\text{уст}}},$$

где $M_{\text{к}}^{\max}$, $M_{\text{уст}}$ — максимальный и установившийся моменты ковки соответственно, кН·м.

Максимальный момент ковки возникает при размещении трубной заготовки под всей рабочей зоной бойков. По мере обжатия заготовки момент ковки снижается до установившегося значения.

2. Для определения динамической нагрузки машины введем понятие коэффициента динамичности $K_{\text{д}}$, который определяется отношением максимального момента сил упругости к постоянной (статической) его составляющей:

$$K_{\text{д}} = \frac{M_{12,N}^{\max}}{M_{\text{к}}},$$

где $M_{12,N}^{\max}$ — максимальный момент сил упругости, кН·м.

Пик динамической нагрузки повторяется при обработке каждой заготовки. Постоянно повторяющиеся пиковые динамические моменты приводят к преждевременному выходу из строя деталей и узлов машины. Практически во всех машинах основными нагрузками, определяющими прочность и долговечность, являются динамические нагрузки колебательного характера. Величина и характер колебательных нагрузок зависят от динамических параметров упругих систем (жесткости связей и масс), внешних характеристик двигателей и их числа в приводе, закона изменения технологических нагрузок, а также от зазоров в узлах соединения деталей.

Таким образом, динамические нагрузки в машинах определяются характером изменения технологических нагрузок, кинематической

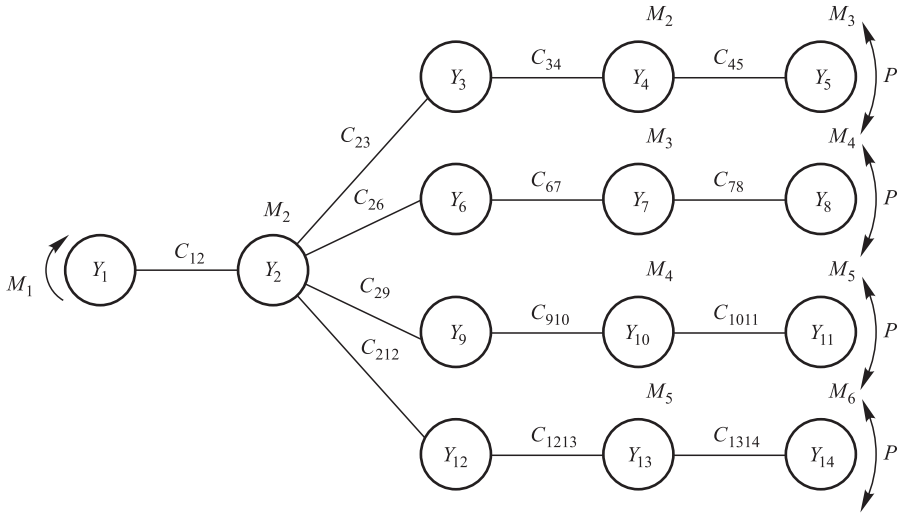


Рис. 2. Приведенная модель привода радиально-ковочной машины типа AVS:
Y_1, Y_2, ..., Y_{14} — приведенные к первому валу моменты инерции масс; C_{12}, C_{23}, ..., C_{1314} — приведенные к первому валу коэффициенты жесткости участков валов; M_3—M_6 — приведенный к первому валу момент ковки

схемой и конструктивными параметрами приводных линий, характеристикой двигателя и их числом в приводе, точностью изготовления узлов, сборки и монтажа деталей машин [3].

3. Для расчета перегрузок машины введем коэффициент перегрузки $K_п$, который определяется произведением коэффициента технологической перегрузки на коэффициент динамичности:

$$K_п = K_{т.п} K_д.$$

Коэффициент перегрузки зависит от динамического и технологического моментов ковки и его снижение возможно только за счет уменьшения коэффициента динамичности, т.е. снижения динамических нагрузок в приводной линии машины.

В прикладной динамике машин составление физической и математической моделей является одним из ответственных этапов, так как от точности определения параметров реальной машины и математического описания физических процессов зависит точность динамических расчетов [3].

Составление расчетной схемы базируется на предположении, что механическая часть привода машины может быть заменена физической моделью, состоящей из дискретных масс, которые соединены между собой упругими звеньями. При составлении физической модели реальных механизмов и машин основным является обоснованный выбор минимального числа дискретных (сосредоточенных) масс, имея в виду, что сложность математического решения задач по расчету возрастает с увеличением их числа.

Для аналитических исследований динамических явлений радиально-ковочной машины рычажного типа предложена ее приведенная модель (рис. 2).

Расчетная модель привода представлена в виде многомассовой системы, разделяющейся на четыре ветки, соответствующие четырем рычагам машины, через которые вращательное движение двигателя преобразуется в качательное движение бойков. Предлагаемая приведенная модель в наибольшей степени отображает математическое описание физических процессов привода исследуемой машины и наглядно представляет всю сложность определения динамических параметров.

Приведенные инерционные и жесткостные параметры, а также нагрузки определены в соответствии с методикой, изложенной в работе Ф.К. Иванченко, В.А. Красношапки (Прикладные задачи динамики машин. Киев: Высшая школа. Головное издательство, 1983. 200 с.). На основе этого выполнено построение системы дифференциальных уравнений, описывающих динамические процессы привода. Система уравнений имеет следующий вид:

$$\frac{d^2}{d\tau^2} M_{12} = \frac{M_1}{Y_1} C_{12} - C_{12} \frac{Y_1 + Y_2}{Y_1 Y_2} M_{12} + \frac{C_{12}}{Y_2} M_{23};$$

$$\frac{d^2}{d\tau^2} M_{23} = \frac{C_{23}}{Y_2} M_{12} - C_{23} \frac{Y_2 + Y_3}{Y_3 Y_2} M_{23} + \frac{C_{23}}{Y_3} M_{34};$$

$$\frac{d^2}{d\tau^2} M_{34} = \frac{C_{34}}{Y_2} M_{12} - C_{34} \frac{Y_3 + Y_4}{Y_3 Y_4} M_{34} + \frac{C_{34}}{Y_4} M_{45};$$

$$\frac{d^2}{d\tau^2} M_{45} = \frac{M_3}{Y_5} C_{45} + \frac{C_{45}}{Y_4} M_{34} - C_{45} \frac{Y_4 + Y_5}{Y_4 Y_5} M_{45},$$

где τ — время, с; $M_{ij} = C_{ij}\left(\Phi_i - \Phi_j\right)$ — моменты сил упругости на участке линии передачи между i-й и j-й массами, кН·м; Φ_i, Φ_j — углы поворота масс привода при колебании, рад.

В результате решения системы уравнений определены зависимости моментов сил упругости от времени действия нагрузок, что

1. Расчетные данные силы ковки и параметров формоизменения

Номер перехода	Диаметр трубы	Толщина стенки трубы	Расчетный средний предел текучести, МПа	Диаметр захватки	Толщина стенки захватки	Относительная степень деформации, %
	мм			мм		
1	25	2,5	500	17	3	25
2	28	3,0	500	19	3,67	25
3	30	3,5	500	21	4,22	24

2. Критерии коэффициентов технологической перегрузки, динамичности и перегрузки (ковка на РКМ рычажного типа)

Номер перехода	$M_к^{max}$	$M_{уст}$	M_{45}^{max}	$K_{т.п}$	$K_д$	$K_п$
	кН·м					
1	103,8	54,36	247,13	1,91	2,38	4,55
2	135,72	71,4	271,24	1,90	1,99	3,781
3	144	74,76	277,5	1,93	1,93	3,73

3. Сравнительные коэффициенты технологической перегрузки, динамичности и перегрузки (ковка на РКМ рычажного типа с измененной геометрией рычагов)

Номер перехода	$M_к^{max}$	$M_{уст}$	M_{45}^{max}	$K_{т.п}$	$K_д$	$K_п$
	кН·м					
1	103,8	54,36	220,5	1,91	1,89	3,61
2	135,72	71,4	215,5	1,90	1,59	3,02
3	144	74,76	196,4	1,93	1,53	2,95

позволяет определить рациональные значения параметров упругих звеньев и повысить надежность конструкции.

Значения коэффициентов $K_{т.п}$, $K_д$, $K_п$ определены на основании расчета мгновенной мощности одного обжатия [2].

Расчетные данные силы ковки и параметров формоизменения сведены в табл. 1.

Критерии коэффициентов технологической перегрузки, динамичности и коэффициента перегрузки приведены в табл. 2.

Коэффициент динамичности равен или превышает значение коэффициента технологической перегрузки, что отрицательно влияет на отдельные элементы привода и работоспособность всей машины (см. табл. 2). Снижение коэффициента технологической перегрузки является сложной задачей и в ряде случаев практически неразрешимой, в то же время снижение влияния динамических нагрузок на приводную линию практически возможно.

В качестве примера увеличим высоту поперечного сечения рычагов на 15 % и проведем расчет с аналогичными входными параметрами для переходов, представленных в табл. 1. Полученные данные сведены в табл. 3.

Изменение геометрических параметров рычага привода радиально-ковочной машины дает возможность добиться снижения коэффициента перегрузки в результате уменьшения коэффициента динамичности ковочной машины, а следовательно, снижения динамических нагрузок, возникающих в приводе во время обработки заготовки при одних и тех же начальных условиях (обрабатываемый материал, геометрические параметры заготовки, степень деформации).

Предложенная приведенная модель привода радиально-ковочной машины и созданная на ее основе расчетная программа позволят провести параметрический анализ и определить рациональные параметры всех элементов привода, входящих в кинематическую схему, что позволит снизить коэффициент динамичности в большей степени и свести к минимуму перегрузки радиально-ковочной машины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Подготовка** концов труб перед волочением на радиально-ковочной машине AVS / А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, В.С. Паршин, В.А. Сыстеров // Металлург. 2008. № 9. С. 40—41.

2. **Определение** усилия обжатия заготовок на радиально-ковочной машине AVS / А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, В.С. Паршин, В.А. Сыстеров // Металлург. 2009. № 3. С. 61—63.

3. **Иванченко Ф.К., Красношапка В.А.** Динамика металлургических машин. М.: Металлургия, 1983. 295 с.

Владимир Сергеевич Паршин, д-р техн. наук;
Андрей Павлович Карамышев, канд. техн. наук;
Игорь Иванович Некрасов, канд. техн. наук;
Лариса Александровна Чумакова, канд. техн. наук;
Алексей Евгеньевич Чигринский,
Alexey_Chigrinskiy@mail.ru

УДК 621.778

Г.Н. Гурьянов
(ООО "Феникс + ", г. Белорецк)

Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от критериев формы очага деформации при разных моделях упрочнения проволоки

Приведены результаты расчета осевого напряжения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности проволоки по И.Л. Перлину, показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову и критериев для оценки эффективности формоизменения при волочении круглого сплошного профиля в зависимости от угла волочения, коэффициента вытяжки и критериев формы очага деформации. При росте интенсивности упрочнения повышаются показатели запаса прочности и предложенный комбинированный показатель эффективности формоизменения и снижается показатель напряженного состояния.

Ключевые слова: волочение; проволока; осевое напряжение; угол волочения; модели упрочнения; форма очага деформации; запас прочности; эффективность формоизменения; экономия энергии.

The results of calculation of axial stress, the absolute safety margin, coefficient of safety margin of wire on according to I.L. Perlin, the indicator of the stress state according to V.L. Kolmogorov and criteria for evaluating the effeciency of forming at drawing of round solid profile depending on angle of drawing, the elongation factor and criteria of form of deformation zone are presented. With increasing intensity hardening safety margin and proposed combined indicator of efficiency of forming are increased and stress state is reduced.

Keywords: drawing; wire; axial stress; angle of drawing; model of hardening; form of deformation zone; safety margin; efficiency of forming; energy saving.

При производстве проволоки малого сечения применяют несколько волочильных переделов, что требует высоких затрат электроэнергии. Энергия расходуется не только на формоизменение исходной заготовки волочильного производства — катанки до готового размера проволоки, но и преодоление силы контактного трения в рабочем канале волоки, на осуществление сдвига металла на входе и выходе очага пластической деформации и уравновешивание силы противонатяжения [1].

На выходе волоки полное осевое напряжение определяется составляющими [1]

$$\sigma_z = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{zq} + \sigma_{cd}, \qquad (1)$$

где σ_{z1}, σ_{z2} — прирост осевого напряжения соответственно в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки; σ_{zq}, σ_{cd} — составляющие от действия напряжения противонатяжения и от дополнительного сдвига металла на входе и выходе из рабочего конуса.

При расчете основных показателей напряженного состояния принята степенная зависимость предела текучести металла σ_{sk} от коэффициента вытяжки μ [2, 3]:

$$\sigma_{sk} = \sigma_{s0}\mu^k, \qquad (2)$$

где σ_{s0}, σ_{sk} — предел текучести металла на входе и выходе рабочего конуса волоки; k — коэф-

фициент упрочнения; $\mu = (r_0/r_k)^2$ — коэффициент вытяжки; r_0, r_k — радиус заготовки до и после деформации. Эмпирическая формула (2) наиболее подходит для описания изменения прочности холоднотянутой углеродистой проволоки из патентированной заготовки [1].

В работах [2, 3] приведены уравнения для расчета составляющих полного осевого напряжения при модели упрочнения (2) и определен прирост осевого напряжения, идущий на пластическое формоизменение заготовки с учетом деформационного упрочнения металла

$$\sigma_{z0} = \sigma_{s0}\left(\mu^k - 1\right)/k. \qquad (3)$$

Относительный прирост осевого напряжения на осуществление изменения формы проволочной заготовки использован для оценки эффективности формоизменения в проходе волочения [2, 3]

$$\eta = \sigma_{z0}/\sigma_z. \qquad (4)$$

При расчетах напряженного состояния часто принимают модель упрочнения

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m\varepsilon^n = \sigma_{s0} + m\left(\ln\mu\right)^n, \qquad (5)$$

где m, n — эмпирические коэффициенты; $\varepsilon = \ln\mu$ — степень деформации. Зависимость (5) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (2), так как включает в себя три постоянных коэффициента, а эмпирическая формула (2) — два коэффициента.

При модели упрочнения (5) для расчета составляющих напряжения волочения (1) предложены формулы [4]:

$$\sigma_{z1} = \left[\sigma_{s0}\ln\mu + \frac{m}{n+1}\left(\ln\mu\right)^{n+1}\right]\left(1 + f/\mathrm{tg}\alpha\right); \qquad (6)$$

$$\sigma_{cd} = \frac{2\mathrm{tg}\alpha\left(2\sigma_{s0} + m\left(\ln\mu\right)^n\right)}{3\sqrt{3}}; \qquad (7)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\mathrm{tg}\alpha}\left(\ln\mu + \frac{m\left(\ln\mu\right)^{n+1}}{\sigma_{s0}\left(n+1\right)}\right)\right]. \qquad (8)$$

Из формулы (6) определяется "полезный" прирост осевого напряжения для расчета критерия η (4)

$$\sigma_{z0} = \sigma_{s0}\ln\mu + m\left(\ln\mu\right)^{n+1}/\left(n+1\right). \qquad (9)$$

Наиболее часто строят зависимости энергосиловых показателей процесса волочения от параметров деформации (μ, $\ln\mu$, α, f) или критериев формы очага деформации. Например, в работе [5] для задания формы конического канала волоки использовано отношение $L/d_{\text{ср}}$ (L, $d_{\text{ср}}$ — соответственно длина и средний диаметр конического канала волоки), а при исследованиях неоднородности деформации форму очага деформации оценивали критерием [6]

$$\Delta = \frac{\alpha}{\delta}\left(1 + \sqrt{1-\delta}\right)^2, \qquad (10)$$

где $\delta = \left(d_0^2 - d_k^2\right)/d_0^2 = \left(\mu - 1\right)/\mu$ — относительное обжатие поперечного сечения. Критерий Δ (10) не характеризует размеры и форму очага деформации.

При расчете осевого напряжения форму очага канала оценивали безразмерными критериями: α/μ; μ/α; $\alpha/\ln\mu$ и $\ln\mu/\alpha$ [7]. Математические преобразования позволили установить равенство для конического канала очага деформации [7]

$$\frac{\left(1 + \sqrt{1-\delta}\right)^2}{\delta} = \frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k}. \qquad (11)$$

Левая часть равенства (11) входит в критерий Δ (10). Если принять равенство значений α и $\mathrm{tg}\alpha$, то $\Delta = d_{\text{ср}}/L = (L/d_{\text{ср}})^{-1}$, тогда

$$\frac{4\alpha}{\ln\mu} = \alpha\frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k} = \frac{d_{cp}}{L} = \Delta$$

или

$$\frac{\ln\mu}{\alpha} = \frac{4L}{d_{cp}} = \frac{4}{\Delta}.$$

Критерии Δ, $d_{\text{ср}}/L$ и $\alpha/\ln\mu$ характеризуют геометрию очага деформации, относительную высоту очага деформации, а безразмерные отношения $L/d_{\text{ср}}$ и $\ln\mu/\alpha$ — относительную длину очага [7]. В работе [6] показан рост неоднородности деформации при волочении с повышением критерия Δ.

Абсолютный запас прочности Zap и коэффициент запаса прочности γ по И.Л. Перлину рассчитывают по значениям предела текучести σ_{sk} и осевого напряжения σ_z на выходе волоки и соответствующим формулам:

$$Zap = \sigma_{sk} - \sigma_z;$$

$$\gamma = \sigma_{zk}/\sigma_z.$$

Показатель напряженного состояния по В.Л. Колмогорову [8] равен

$$k_\sigma = \sigma / T,$$

где σ — среднее нормальное напряжение; T — интенсивность касательных напряжений.

Увеличение критерия эффективности формоизменения η характеризует уменьшение затрат энергии и повышение производительности волочильных станов. Однако с ростом показателя η снижается запас прочности, характеризуемый, например, абсолютным запасом прочности *Zap* или коэффициентом запаса прочности γ [2, 3]. Эффективность формоизменения в проходе волочения оценивали с учетом запаса прочности. Для этого использовали величину произведения двух безразмерных показателей

$$G = \gamma\eta.$$

Цель работы — при моделях упрочнения (2) и (5) показать характер зависимостей показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения от простых и комплексных критериев формы очага деформации.

Расчеты выполняли при следующих моделях упрочнения:

$$\sigma_s = 1000\mu^{1,37}; \quad (12)$$

$$\sigma_s = 1000 + 500(\ln\mu)^{0,10}; \quad (13)$$

$$\sigma_s = 340 + 950(\ln\mu)^{0,37}; \quad (14)$$

$$\sigma_s = 282 + 1218(\ln\mu)^{0,45}; \quad (15)$$

$$\sigma_s = 520 + 1000(\ln\mu)^{0,47}. \quad (16)$$

Характер изменения предела текучести значительно отличается при моделях упрочнения (12) и (13), хотя исходный предел текучести одинаковый 1000 МПа (рис. 1, кривые *1* и *2*). Линии *1* и *2* пересекаются при коэффициенте вытяжки 1,3. Если выполнить расчет осевого напряжения по формулам, содержащим усредненное значение предела текучести, то при коэффициенте μ = 1,3 получили бы одну величину напряжения при моделях упрочнения (12) и (13). Эти модели взяты для расчета, чтобы показать зависимость напряжения волочения также от формы кривой упрочнения.

Для теории и практики волочения представляет интерес также оценка влияния формы кривой упрочнения на другие показатели процесса волочения. Поэтому рассчитывали при μ = 1,3 и моделях упрочнения (12) и (13) коэффициент запаса прочности, показатель напряженного состояния, показатели эффективности формоизменения η и *G*. Кривые упрочнения *3* (см. рис. 1) для стали 12Х18Н10Т и *5* для дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ХН40МДТЮ взяты из данных исследования [1].

Термическую обработку проволочной заготовки осуществляли по общепринятому заводскому режиму, используемому при производстве проволоки из коррозионно-стойких сталей: охлаждение в воде после выдержки при 1050 °С.

Для построения кривой *4* на рис. 1 использована эмпирическая зависимость для стали 12Х18Н10Т после отжига при температуре 900 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе. Интенсивность упрочнения, представленная на рис. 1 кривыми *2—5*, значительно снижается при коэффициенте вытяжки μ > 1,2. У сплава больше исходный предел текучести (линия *5*) и менее интенсивное упрочнение, чем у стали 12Х18Н10Т. Эмпирические зависимости (14) и (15) для стали 12Х18Н10Т определяют близкие значения пре-

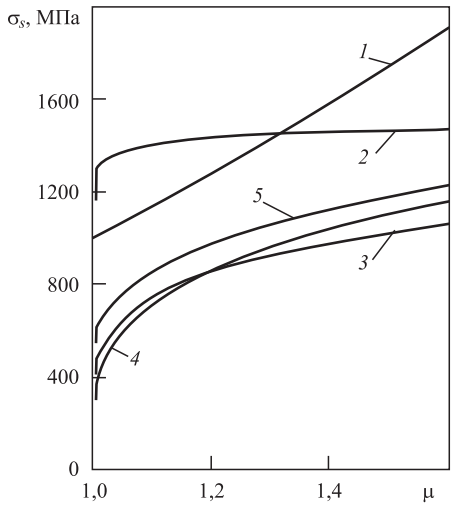


Рис. 1. Предел текучести в зависимости от коэффициента вытяжки:

1 — модель упрочнения (12); *2* — (13); *3* — (14); *4* — (15); *5* — (16)

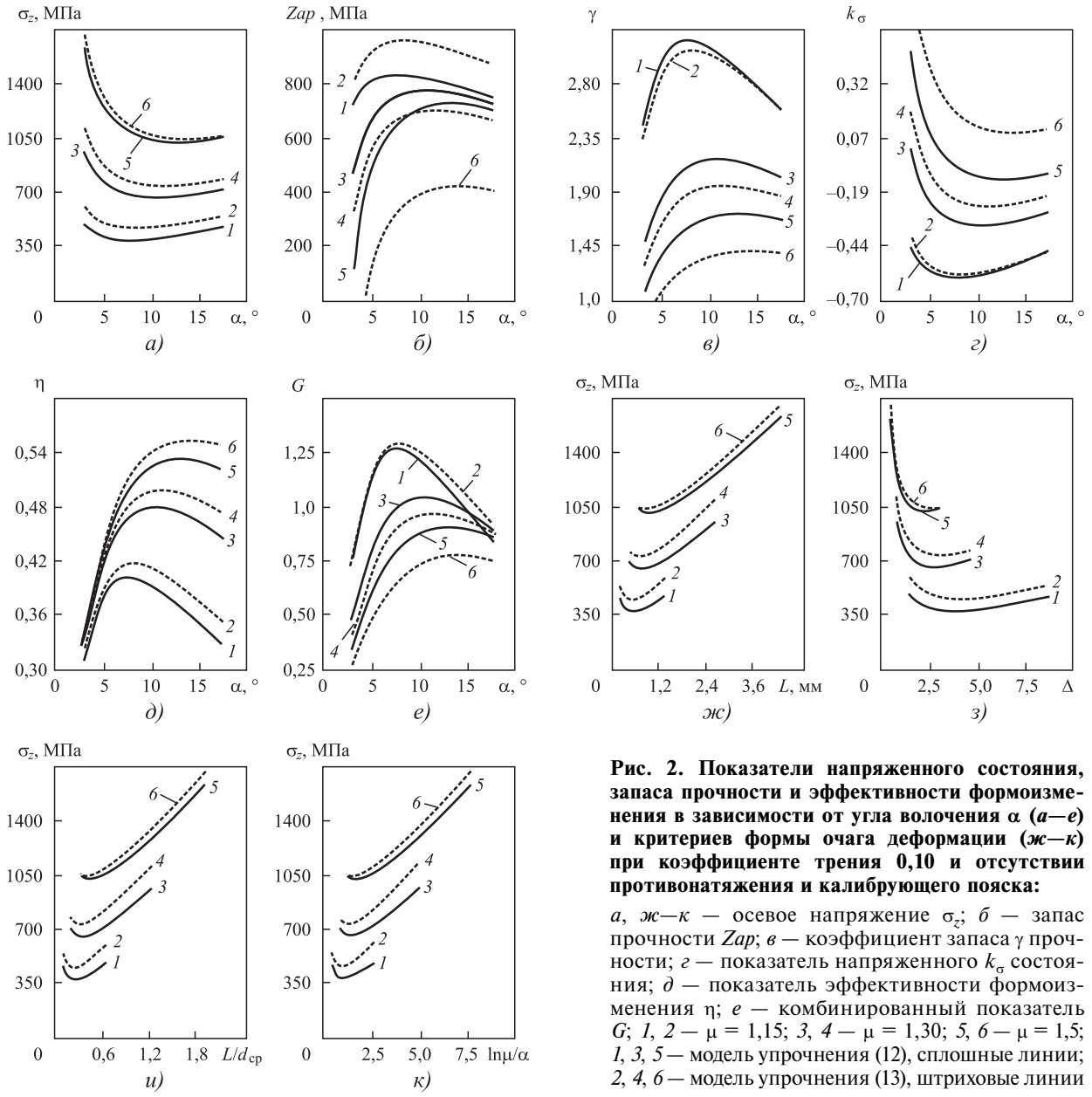


Рис. 2. Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от угла волочения α (*а—е*) и критериев формы очага деформации (*ж—к*) при коэффициенте трения 0,10 и отсутствии противонатяжения и калибрующего пояска:

а, *ж—к* — осевое напряжение σ_z; *б* — запас прочности *Zap*; *в* — коэффициент запаса γ прочности; *г* — показатель напряженного k_σ состояния; *д* — показатель эффективности формоизменения η; *е* — комбинированный показатель *G*; *1*, *2* — μ = 1,15; *3*, *4* — μ = 1,30; *5*, *6* — μ = 1,5; *1*, *3*, *5* — модель упрочнения (12), сплошные линии; *2*, *4*, *6* — модель упрочнения (13), штриховые линии

дела текучести. При этом у стали после отжига (15) более интенсивное упрочнение стали при несколько меньшем исходном пределе текучести (кривая *4*). Поскольку коэффициенты упрочнения и исходный предел текучести отличаются при моделях упрочнения (14) и (15), то кривые *3* и *4* пересекаются.

На рис. 2 приведены зависимости осевого напряжения σ_z от угла волочения α и критериев формы очага деформации, абсолютного запаса прочности *Zap*, коэффициента запаса прочности γ, показателя напряженного состояния k_σ, показателя эффективности формоизменения η, комбинированного показателя *G* от угла α. Данные рис. 2 получены при моделях упрочнения (12) и (13), отсутствии противонатяжения (σ_q = 0) и калибрующего пояска волоки ($L_п$ = 0). Значение угла α варьировали в интервале от 3 до 18°. Диаметр проволоки после деформации 2 мм (r_k = 1 мм).

Длину очага деформации рассчитывали по формуле

$$L = \frac{r_k\left(\sqrt{\mu}-1\right)}{\mathrm{tg}\alpha}.$$

Поскольку заданы три значения коэффициента вытяжки μ, то при варьировании угла волочения имеем для каждого коэффициента μ свой интервал изменения длины очага деформации *L* (см. рис. 2, *ж*), критериев формы очага

деформации Δ (*з*), $L/d_{ср}$ (*и*) и $\ln\mu/\alpha$ (*к*). Для расчета критериев формы использовали равенства (10) и (11).

Зависимости от угла α для осевого напряжения, показателя напряженного состояния имеют минимум и максимум для запаса прочности *Zap*, коэффициента запаса прочности, комплексных показателей эффективности формоизменения η и *G*. Степень влияния модели упрочнения на значения исследуемых показателей характеризует расстояние между линиями *1* и *2* (см. рис. 2) при $\mu = 1{,}15$; *3* и *4* при $\mu = 1{,}3$; *5* и *6* при $\mu = 1{,}5$. При принятых значениях коэффициента вытяжки осевое напряжение (*а*) и показатель напряженного состояния (*г*) больше при кривой упрочнения (13) во всем интервале изменения угла α, что показывают штриховые линии с четными числами.

Запас прочности *Zap* при этой модели упрочнения (13) больше при $\mu = 1{,}15$ (линия *2*), но меньше при $\mu = 1{,}5$ (линия *6*), чем при модели (13). При $\mu = 1{,}3$ и $\alpha > 10°$ запас больше при модели упрочнения (12), что показывает сплошная линия *5* на рис. 2, *б*. Коэффициент запаса прочности γ заметно меньше при модели (12) и коэффициенте вытяжки 1,3 и 1,5 (кривые *4* и *6* рис. 2, *в*). Только при $\mu = 1{,}15$ и $\alpha > 15°$ величина γ больше при модели (12).

Таким образом, показатели *Zap* и γ неоднозначно характеризуют уровень запаса прочности, что было отмечено в работе [1]. При постоянном значении среднего предела текучести в очаге деформации, что наблюдается при разных моделях упрочнения (12) и (13) и коэффициенте вытяжки 1,3, имеем различие осевого напряжения, запаса прочности, коэффициента запаса прочности и показателя напряженного состояния. Это показывает различное положение линий *3* и *4* соответствующих графиков.

Линии для зависимостей показателя эффективности формоизменения η имеют максимум, который смещается вправо, в сторону увеличения угла α с повышением коэффициента вытяжки. Показатель η больше при модели (12) и коэффициенте вытяжки $\mu = 1{,}5$ (линия *6* рис. 2, *д*). Однако комбинированный критерий *G* меньше при этой модели упрочнения и $\mu = 1{,}5$ (линия *6* рис. 2, *е*) из-за малого коэффициента запаса прочности γ, входящего в критерий *G*. Максимум для линий критерия *G* также смещается в сторону увеличения угла α с ростом обжатия.

Кривые для зависимостей осевого напряжения от показателей формы очага деформации (см. рис. 2, *ж—к*), как и от угла α (*а*) имеют минимум при соответствующих значениях этих показателей. Если зафиксированы степень деформации в проходе волочения, диаметр проволоки после обжатия, то, например, имеется величина длины для очага деформации в рабочем конусе волоки *L*, при которой обеспечивается минимальное напряжение (сила) волочения (см. рис. 2, *ж*). Из этого графика следует уменьшение напряжения волочения с повышением длины очага деформации до определенного значения, а затем рост напряжения при дальнейшем повышении длины от ее оптимального значения.

При изготовлении волок с коническим каналом можно контролировать не угол α рабочего конуса, а его длину. С ростом степени деформации минимум напряжения волочения смещается в сторону увеличения показателей *L* (см. рис. 2, *ж*), $L/d_{ср}$ (*и*) и $\ln\mu/\alpha$ (*к*), как смещение минимума у линий для осевого напряжения в зависимости от угла α (*а*). Минимум для напряжения при коэффициенте вытяжки 1,5 находится в области меньших значений критерия Δ формы очага деформации (см. рис. 2, *з*).

Зависимости рис. 3, *а—г* построены при наличии калибрующего пояска длиной 1 мм и отсутствии противонатяжения, а зависимости рис. 3, *д—з* — при той же длине пояска и действии напряжения противонатяжения 250 МПа. Остальные параметры деформации оставили без изменения.

При модели упрочнения (13) напряжение волочения больше, чем при модели (12) при коэффициенте вытяжки 1,15 и 1,30, если имеется поясок и отсутствует противонатяжение (см. рис. 3, *а*). Однако при коэффициенте $\mu = 1{,}5$ напряжение больше при модели (12). В этом случае кривая *5* выше линии *6* (см. рис. 3, *а*). При отсутствии пояска (см. рис. 2, *а*) и $\mu = 1{,}5$ напряжение больше при модели (13). Сплошные линии находятся ниже соответствующих штриховых линий показателя k_σ напряженного состояния во всем интервале изменения угла α (*б*), т.е. при модели упрочнения (12) более благоприятное напряженное состояние для деформации без разрушения, так как меньше показатель k_σ [11, 12].

При $\mu = 1{,}15$ и наличии пояска (кривые *1* и *2* на рис. 3, *г*) линии для комбинированно-

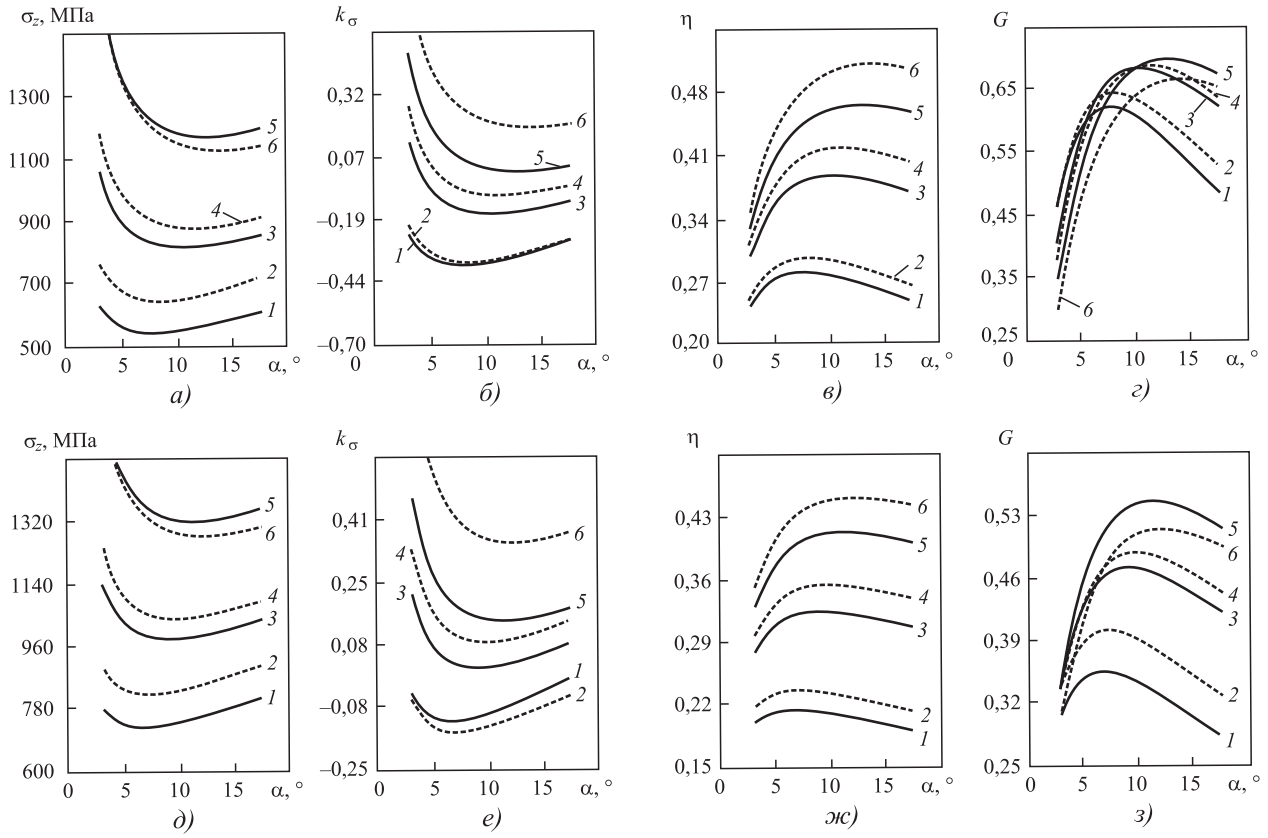


Рис. 3. Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от угла волочения α при наличии калибрующего пояска длиной 1 мм и коэффициенте трения 0,10:
а—г — $\sigma_q = 0$; *д—з* — $\sigma_q = 250$ МПа; остальные обозначения на рис. 2

го показателя *G* стали заметно ниже, чем при его отсутствии (см. рис. 2, *е*), что обусловлено приростом осевого напряжения в пояске и, как следствие, снижением коэффициента запаса прочности. Напряжение и показатель напряженного состояния больше, а критерии эффективности η и *G* меньше при наличии пояска, чем при его отсутствии. Это показывает сопоставление расположения соответствующих кривых графиков рис. 2, *а*, *г—е* и рис. 3, *а—г*.

От приложения противонатяжения повысились напряжения волочения и показатель напряженного состояния при снижении показателей η и *G*. Показатель напряженного состояния при отсутствии противонатяжения (см. рис. 2, *г* и рис. 3, *б*) выше при модели упрочнения (13). При действии противонатяжения, наличии пояска и μ = 1,15 (см. рис. 3, *е*) показатель k_σ больше уже при модели (12). При наличии пояска и действии противонатяжения линии для комбинированного показателя *G* при коэффициенте вытяжки 1,5 стали выше (*з*), чем при μ = 1,15 и 1,30. Форма кривых для критерия *G* при наличии пояска и действии противонатяжения отражает существенную его зависимость от коэффициента вытяжки и угла α (*з*): при повышенных значениях угла α величина критерия *G* существенно больше при μ = 1,5 (линии *5* и *6*), чем при μ = 1,15 (линии *1* и *2*).

Энергосиловые показатели (простые и безразмерные комбинированные) оценивали в зависимости от простых параметров и безразмерных критериев формы очага деформации (рис. 4). Приняли начальный предел текучести заготовки σ_{s0} = 1000 МПа и коэффициент упрочнения *k* = 0,25 и 1,37. Диаметр калибрующего пояска 2 мм. Длина пояска 0 (нечетные номера линий) и 1 мм (четные номера линий). На рис. 4 приведены зависимости полного осевого напряжения σ_z, коэффициента запаса прочности γ, критериев η и *G* от угла α критерия Δ, $L/d_{ср}$, $\alpha/\ln\mu$ и $\ln\mu/\alpha$ при коэффициенте вытяжки 1,5 (см. рис. 4).

Расстояние между кривыми *1* и *2* (см. рис. 4) при коэффициенте трения 0,05 и коэффи-

циенте упрочнения 0,25, кривыми *3* и *4* при $f = 0{,}10$ и $k = 0{,}25$, линиями *5* и *6* при $f = 0{,}10$ и $k = 1{,}37$ позволяет оценить влияние калибрующего пояска на исследуемые показатели. Это расстояние увеличивается с ростом значения угла α и больше при коэффициентах упрочнения 1,37 и трения 0,10. Таким образом, с повышением интенсивности упрочнения и коэффициента контактного трения усиливается влияние калибрующего пояска на напряженное состояние, запас прочности и показатели эффективности формоизменения.

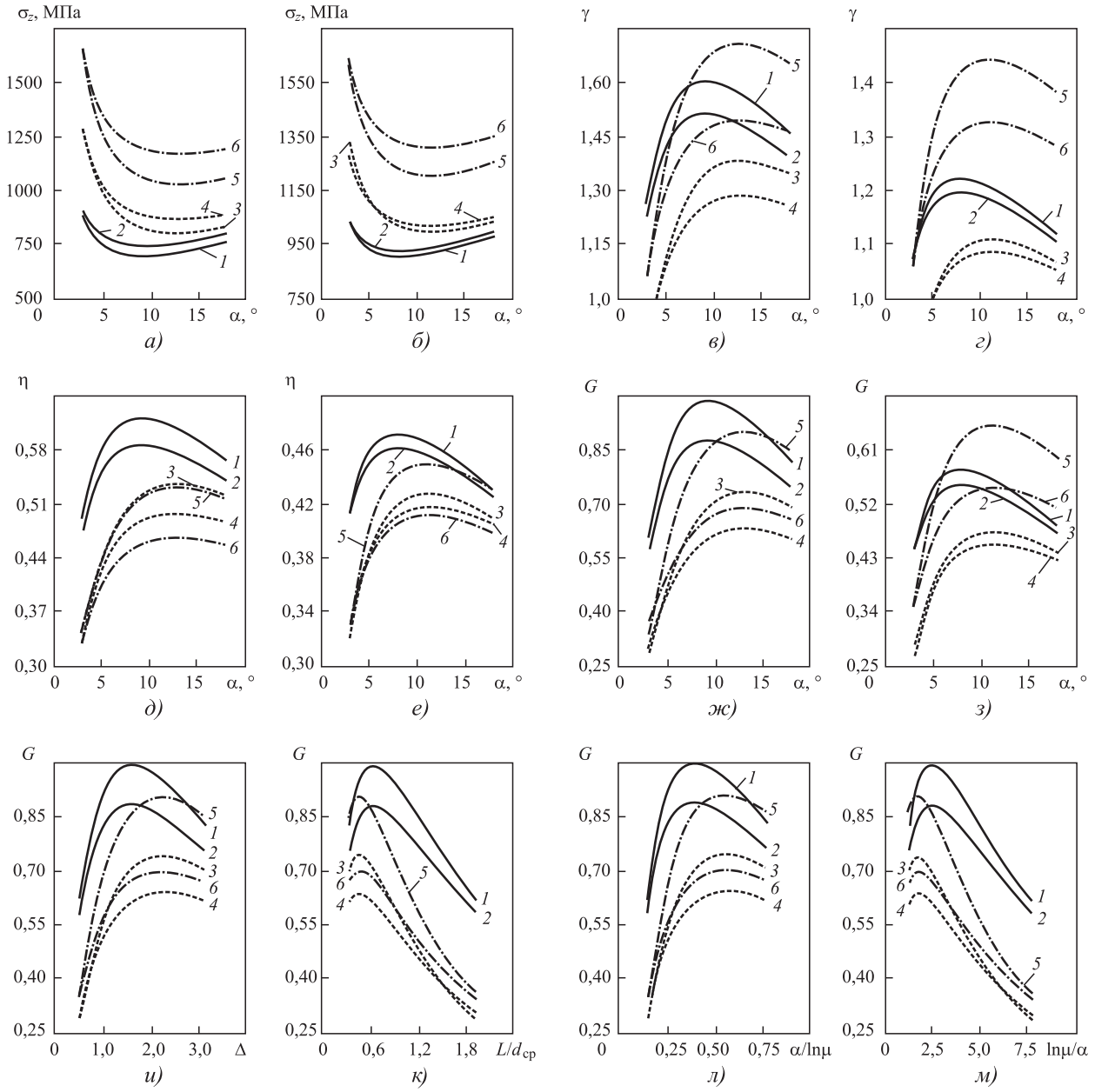


Рис. 4. Зависимости исследуемых показателей от параметров деформации и критериев формы очага деформации при коэффициенте вытяжки 1,5:

а, *в*, *д*, *ж*, *и—м* — $\sigma_q = 0$; *б*, *г*, *е*, *з—м* — $\sigma_q = 250$ МПа; *1*, *2* — $f = 0{,}05$; *3—6* — $f = 0{,}10$; *1—4* — $k = 0{,}25$; *5*, *6* — $k = 1{,}37$; *1*, *3*, *5* — $L = 0$; *2*, *4*, *6* — $L = 1{,}0$ мм

Действие пояска проявляется в большей степени при оптимальном значении угла α, когда меньше осевое напряжение на выходе рабочего конуса волоки. Поэтому расстояние больше между впадинами (для осевого напряжения) и вершинами (для γ, η и G) кривых при отсутствии и наличии пояска.

В работе [3] было показано, что при оптимальном значении угла α наблюдаются максимальный прирост осевого напряжения и максимальное снижение показателя эффективности формоизменения η от действия контактных сил трения в калибрующем пояске. Отмеченные особенности влияния калибрующего пояска видны как на графиках с абсциссой α (см. рис. 4, *к—з*), так и с другими показателями формы очага деформации (*и—м*). Сравнение данных левого и правого графиков дает возможность оценить влияние противонатяжения на исследуемый показатель. В частности, указанное расстояние между парами кривых *1* и *2*, *3* и *4*, *5* и *6* меньше на правых графиках, при действии противонатяжения, т.е. противонатяжение снижает значимость влияния пояска на исследуемые показатели. При действии противонатяжения кривые *3* и *4* пересекают ось абсцисс примерно при $\alpha = 5°$ (*г*), при его отсутствии коэффициент запаса прочности равен 1 примерно при $\alpha = 4°$ (*в*). Кривые *5* и *6* также при коэффициенте трения 0,10, как и кривые *3* и *4* не пересекают ось абсцисс, так как построены при значительном коэффициенте упрочнения 1,37 (*в*, *г*).

Из данных рис. 4 следует, что оптимальный угол при коэффициенте упрочнения 0,25 и 1,37 существенно не отличается. Поэтому, например, примерно равны абсциссы впадин для осевого напряжения (*а*, *б*) и вершин для коэффициента запаса прочности (*в*, *г*) при коэффициенте трения 0,10 (кривые *3—6*). Но абсциссы впадин и вершин, например, для осевого напряжения (*а*, *б*) и коэффициента запаса прочности (*в*, *г*) при коэффициенте трения 0,05 (кривые *1*, *2*) находятся ближе к оси ординат, чем при $f = 0{,}10$ (кривые *3, 4*). Впадины и вершины кривых сдвинулись влево, в сторону уменьшения угла α при действии противонатяжения, что следует из сравнения расположения соответствующих кривых левого и правого графиков для исследуемых показателей (*а—з*). Оптимальным значениям угла α соответствуют оптимальные значения безразмерных критериев формы очага деформации (см. рис. 4, *и—м*). Необходимо отметить, что вершины кривых *1* и *2* находятся левее, чем вершины у кривых 3—*6* на графиках с абсциссами Δ (*и*) и $\alpha/\ln\mu$ (*л*), а на графиках с абсциссами $L/d_{ср}$ (*к*) и $\ln\mu/\alpha$ (*м*) вершины кривых *1* и *2* правее вершин у кривых *3—6* на рис. 4.

Показатель эффективности формоизменения η больше при коэффициенте трения 0,05 (кривые *1* и *2* на рис. 4, *д*, *е*). При коэффициенте трения 0,10 показатель η меньше при наличии пояска и коэффициенте упрочнения 1,37 (кривые *6* на рис. 4, *д*, *е*). Комбинированный показатель G также больше при $f = 0{,}05$ и отсутствии противонатяжения (*ж*, *и—м*). Но при действии противонатяжения этот показатель G больше при $f = 0{,}10$, если $\alpha > 10°$ и $k = 1{,}37$ (кривые *5* и *6* на рис. 5, *з*).

На графиках, содержащих безразмерные критерии формы очага деформации (см. рис. 4, *и—м*), очевидно максимальное снижение показателя G от наличия пояска при оптимальной форме очага пластической деформации — расстояние между вершинами пар кривых *1* и *2*, *3* и *4*, *5* и *6* заметно больше. Следует обратить внимание на одинаковые формы соответствующих кривых для пар графиков рис. 4, *и* и рис. 4, *л*, рис. 4, *к* и рис. 4, *м*. Это можно объяснить, во-первых, наличием приближенных равенств при принятии допущения $\mathrm{tg}\alpha = \alpha$ [7]:

$$\Delta = \frac{4\alpha}{\ln\mu} = \alpha\frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k};$$

$$\frac{\ln\mu}{\alpha} = \frac{4L}{d_{ср}}.$$

Во-вторых, на оси абсцисс графиков рис. 4, *и* числа больше в 4 раза, чем на той же оси рис. 4, *л*, а на оси абсцисс рис. 4, *к* масштаб меньше примерно в 4 раза, чем на оси рис. 4, *м*. Таким образом, формы кривых соответствующих графиков рис. 4, *и—м* подтверждают приведенные соотношения между критериями формы очага деформации.

Критерии $\alpha/\ln\mu$ и $\ln\mu/\alpha$ характеризуют не только геометрию очага деформации, но и отношение значений сдвиговой деформации поверхностного слоя проволоки, определяемой углом волочения α, и однородной деформации растяжения $\ln\mu$ на выходе рабочего конуса.

На рис. 5 приведены зависимости от угла волочения α для осевого напряжения σ_z, ко-

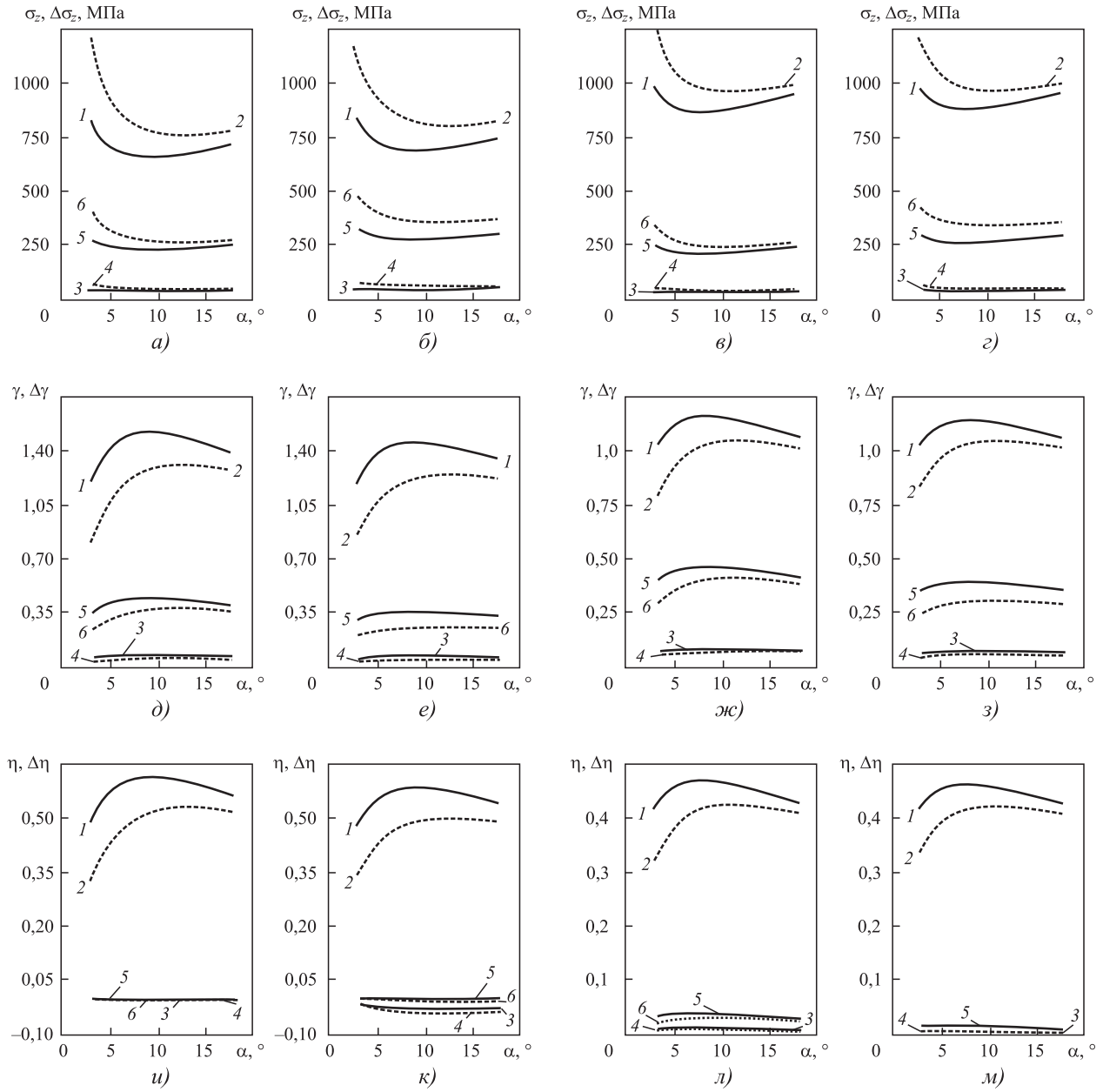


Рис. 5. Зависимости исследуемых показателей от угла волочения α при коэффициенте вытяжки 1,5:

а, *б*, *д*, *е*, *и*, *к* — $\sigma_q = 0$; *в*, *г*, *ж*, *з*, *л*, *м* — $\sigma_q = 250$ МПа; *а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л* — отсутствует поясок; *б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м* — поясок длиной 1 мм; *1*, *2* — исследуемые показатели σ_z, γ, η при коэффициенте упрочнения 0,25; *1*, *3*, *5* — $f = 0{,}05$; *2*, *4*, *6* — $f = 0{,}10$; *3*, *4* — прирост показателя при росте *k* от 0 до 0,25; *5*, *6* — прирост показателя при росте *k* от 0 до 1,37

эффициента запаса прочности γ и показателя эффективности формоизменения η при коэффициенте вытяжки 1,5, коэффициенте трения 0,05 и 0,10 и напряжении противонатяжения 0 и 250 МПа. Принята модель упрочнения (2) при исходном пределе текучести 1000 МПа и коэффициенте упрочнения 0,25. Также на рис. 5 даны зависимости прироста этих показателей от увеличения коэффициента упрочнения от 0 до 0,25 и от 0 до 1,37, т.е. рассчитывали разности значений, например, для осевого напряжения:

$$\Delta\sigma_z(0{,}25) = \sigma_z(k = 0{,}25) - \sigma_z(k = 0);$$

$$\Delta\sigma_z(1{,}37) = \sigma_z(k = 1{,}37) - \sigma_z(k = 0),$$

где $\sigma_z(k = 0)$, $\sigma_z(k = 0{,}25)$, $\sigma_z(k = 1{,}37)$ — напряжение волочения соответственно при отсутствии упрочнения и при коэффициенте упрочнения 0,25 и 1,37.

Расстояние между кривыми *1* и *2* на рис. 5 характеризует степень влияния увеличения коэффициента трения от 0,05 до 0,10 на величину исследуемого показателя при конкретном значении угла α. Расстояние между кривыми *3* и *4* при коэффициенте трения 0,05, кривыми *5* и *6* при $f = 0{,}10$ отражает разницу прироста показателя соответственно от повышения коэффициента упрочнения от 0 до 0,25 и от 0 до 1,37. Для всех показателей расстояние между указанными парами кривых больше при малых значениях угла α, так как с его уменьшением увеличивается контактная площадь в очаге деформации и усиливается влияние сил трения.

От повышения коэффициента упрочнения прирост осевого напряжения больше (кривые *4* и *6* выше соответствующих кривых *3* и *5* рис. 5, *а—г*), а прирост коэффициента запаса прочности меньше (кривые *4* и *6* ниже соответствующих кривых *3* и *5* рис. 5, *д—з*) при коэффициенте трения 0,10. Увеличение коэффициента упрочнения не привело к существенному изменению показателя эффективности формоизменения η (см. рис. 5, *и—м*). При наличии пояска и действии противонатяжения (см. рис. 5, *м*) линия *6* отсутствует, так как проходит почти параллельно при ординате −0,005.

Сопоставление расположения соответствующих кривых графиков *а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л* и *б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м* (см. рис. 5) дает возможность оценить влияние длины пояска на показатели σ_z, γ, η и их прирост от увеличения коэффициента упрочнения. Осевое напряжение при коэффициенте трения 0,05 (кривая *1*) заметно больше при наличии пояска во всем интервале изменения угла α. Однако при $f = 0{,}10$ и $\alpha < 10°$ осевое напряжение (кривая *2*) меньше при наличии пояска (*б*, *г*). Причиной этого является методика расчета напряжения волочения (1), а точнее расчета прироста осевого напряжения в калибрующем пояске волоки. Прирост осевого напряжения в пояске длиной L_n определяли по формуле [9]:

$$\sigma_{z2} = 2fL_n\left(\sigma_{sk} - \sigma_{zk}\right)/r_k = \\ = 2\sigma_{sk}fL_n\left(1 - \sigma_{zk}/\sigma_{sk}\right)/r_k, \quad (17)$$

где $\sigma_{zk} = \sigma_{z1} + \sigma_{zq} + \sigma_{cd}$ — осевое напряжение на выходе рабочего конуса; σ_{sk} — предел текучести в конце конуса.

В формуле (17) разность (σ_{sk} — σ_{zk}) определяет абсолютный запас прочности *Zap*. Если

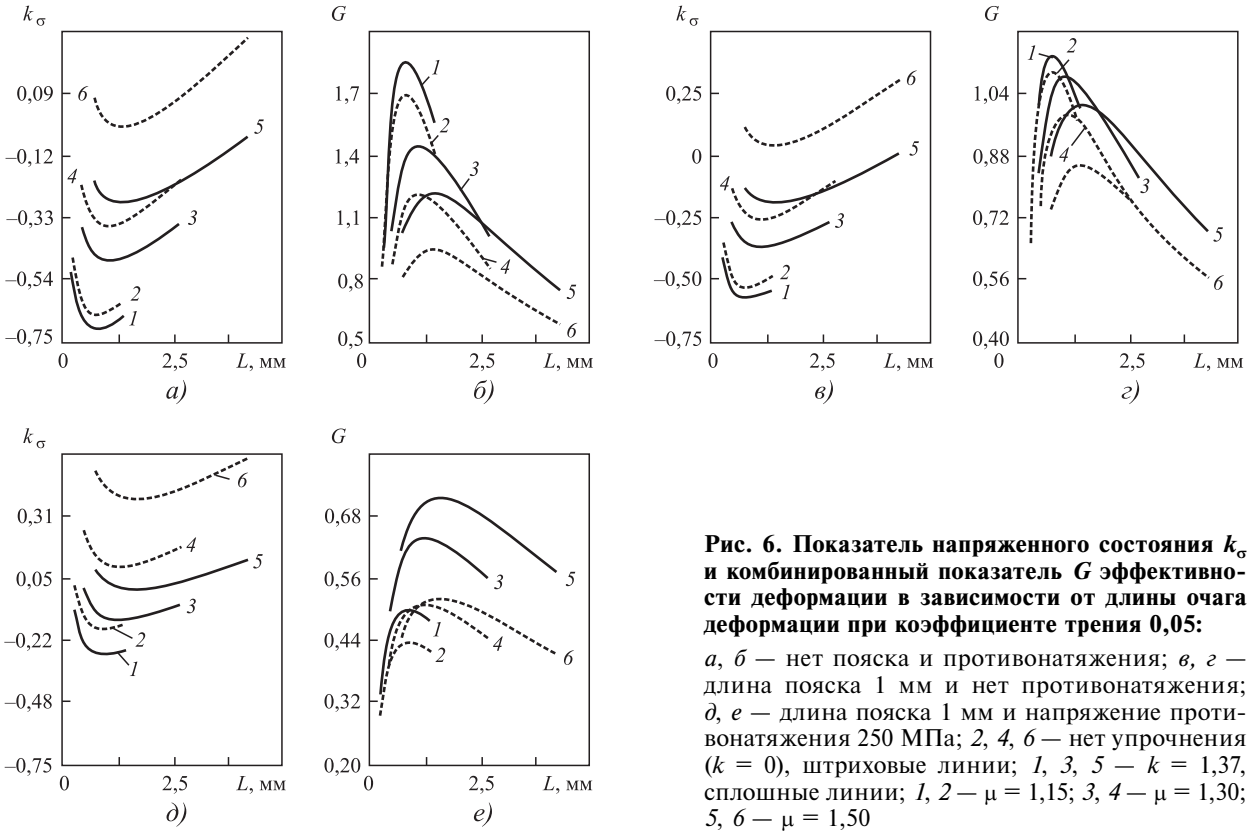


Рис. 6. Показатель напряженного состояния k_σ и комбинированный показатель *G* эффективности деформации в зависимости от длины очага деформации при коэффициенте трения 0,05:

а, *б* — нет пояска и противонатяжения; *в*, *г* — длина пояска 1 мм и нет противонатяжения; *д*, *е* — длина пояска 1 мм и напряжение противонатяжения 250 МПа; *2*, *4*, *6* — нет упрочнения ($k = 0$), штриховые линии; *1*, *3*, *5* — $k = 1{,}37$, сплошные линии; *1*, *2* — $\mu = 1{,}15$; *3*, *4* — $\mu = 1{,}30$; *5*, *6* — $\mu = 1{,}50$

осевое напряжение σ_{zk} больше конечного предела текучести σ_{sk}, то имеем отрицательный запас прочности *Zap*, а коэффициент запаса прочности γ меньше 1 [1]. В этом случае на выходе рабочего конуса будет обрыв тянущего конца проволоки или ее утонение при высокой пластичности материала на выходе очага деформации. Поскольку в проходе волочения приняты повышенные значения коэффициентов вытяжки и трения (μ = 1,5 и f = 0,10), то при $\alpha < 10°$ выполняются неравенства: $\sigma_{zk} > \sigma_{sk}$, $Zap < 0$, $\gamma < 1$ и $\sigma_{z2} < 0$. Отрицательная величина прироста σ_{z2} (17) снизила напряжение волочения (1), что и показывает кривая *2* на рис. 5, *б*, *г*. Коэффициент запаса прочности γ в зависимости от угла α и напряжения противонатяжения может быть меньше 1 при отсутствии пояска (см. рис. 5, *д*, *ж*). Таким образом, значения показателей (в том числе и их прироста) при коэффициенте трения 0,10 в действительности не могут реализоваться на практике по причине высокого осевого напряжения, ведущего к разрушению материала проволоки.

В случае отрицательного запаса прочности занижается напряжение волочения σ_z. Поскольку напряжение σ_z в формуле (4) для расчета показателя η стоит в знаменателе, как при расчете коэффициента запаса прочности γ, то занижение величины σ_z приводит к завышению этих показателей η и γ, а следовательно, и комбинированного показателя *G*. При отрицательном запасе прочности с повышением длины калибрующего пояска наблюдается снижение напряжения σ_z волочения и показателя напряженного состояния k_σ, рост показателей *Zap*, γ, η и *G*, что противоречит физической сущности процесса волочения.

При расчете радиальной силы при отсутствии пояска также необходим положительный запас прочности [10]. В противном случае расчетная радиальная сила на волоку будет занижена. Отсюда следует вывод, что при расчете энергосиловых показателей процесса волочения должен быть положительный запас прочности, т.е. необходима проверка возможности разрушения проволоки при заданных параметрах деформации.

Сопоставление пар графиков на рис. 5, *а* и *в* при отсутствии пояска и *б,* и *г* при наличии пояска позволяет оценить влияние противонатяжения на осевое напряжение и его прирост от повышения интенсивности упрочнения. От противонатяжения повысилось напряжение волочения при обоих значениях коэффициента трения и уменьшилось расстояние между кривыми *1* и *2*. Сближение этих кривых указывает на снижение значимости влияния коэффициента трения на величину напряжения волочения. Также сблизились от действия противонатяжения пары кривых для прироста напряжения *3* и *4*, *5* и *6* на рис. 5, *в*, *г*. Здесь проявилось положительное действие противонатяжения: стабилизируется напряжение (сила) волочения при изменении коэффициента трения. При действии противонатяжения также менее отличаются значения коэффициента запаса прочности γ при коэффициенте трения 0,05 и 0,10 (см. рис. 5, *ж*, *з*) и показателя η эффективности формоизменения (*л*, *м*).

Влияние длины *L* очага пластической деформации на показатель k_σ напряженного состояния и комплексный показатель *G* эффективности формоизменения показано на рис. 6. Диаметр проволоки на выходе волоки 2,0 мм. Разная длина очага деформации обеспечена варьированием угла α от 3 до 18°. Наименьшая длина *L* очага пластической деформации при α = 18°, что отражает абсцисса начала каждой кривой. При α = 3° максимальная длина *L*, которая определяется абсциссой точки в конце линии графика. Расчеты выполнены при трех значениях коэффициента вытяжки 1,15; 1,30 и 1,50. Трем значениям коэффициента вытяжки соответствуют три интервала длины *L* очага деформации. При коэффициенте вытяжки 1,15 (кривые *1*, *2*) наименьший диапазон изменения длины *L*. Приняты две модели упрочнения: отсутствует упрочнение при исходном пределе текучести 1000 МПа (штриховые линии) и модель упрочнения (12) с тем же исходным пределом текучести и коэффициентом упрочнения 1,37 (сплошные линии). Коэффициент трения 0,05, напряжение противонатяжения 0 и 250 МПа.

Влияние на показатели k_σ и *G* коэффициента упрочнения усиливается с ростом степени деформации в проходе волочения. Расстояние между линиями *1* и *2* на рис. 6 при коэффициенте вытяжки 1,15 меньше, чем между кривыми *3* и *4* при μ = 1,30 и кривыми *5* и *6* при μ = 1,50. Линии *1*, *3* и *5* для показателя k_σ находятся ниже, чем соответствующие кривые *2*, *4* и *6*, особенно, при μ = 1,50. Таким образом, с ростом коэффициента упрочнения *k* уменьшается показатель k_σ напряженного состояния, что увеличивает деформируемость в про-

ходе волочения и снижает вероятность обрыва проволоки [8]. При заданном коэффициенте вытяжки показатель G меньше при отсутствии упрочнения (штриховые линии *2*, *4* и *6*).

Из сравнения данных графиков рис. 6, *а* и *в*, *б* и *г* следует повышение показателя k_σ напряженного состояния и снижение комбинированного показателя G эффективности деформации от увеличения длины пояска, т.е. стало менее благоприятное напряженное состояние для деформирования без разрушения и увеличились затраты энергии на процесс волочения. От действия противонатяжения повысился показатель k_σ, особенно при коэффициенте вытяжки 1,15, что следует из сравнения графиков *в* и *д*. При малом обжатии проволоки показатель G также существенно снизился от действия противонатяжения (см. рис. 6, *е*).

Выполнен расчет исследуемых показателей при трех моделях упрочнения (14)—(16). Угол α принят равным 8°, коэффициент вытяжки варьировали в интервале 1,1...1,6. Волочение осуществляется без противонатяжения и с величиной напряжения противонатяжения, составляющей четверть исходного предела текучести ($\sigma_q = 0{,}25\sigma_{s0}$). Коэффициент трения 0,10, калибрующий поясок отсутствует. Зависимости для показателей рис. 7 строили от коэф-

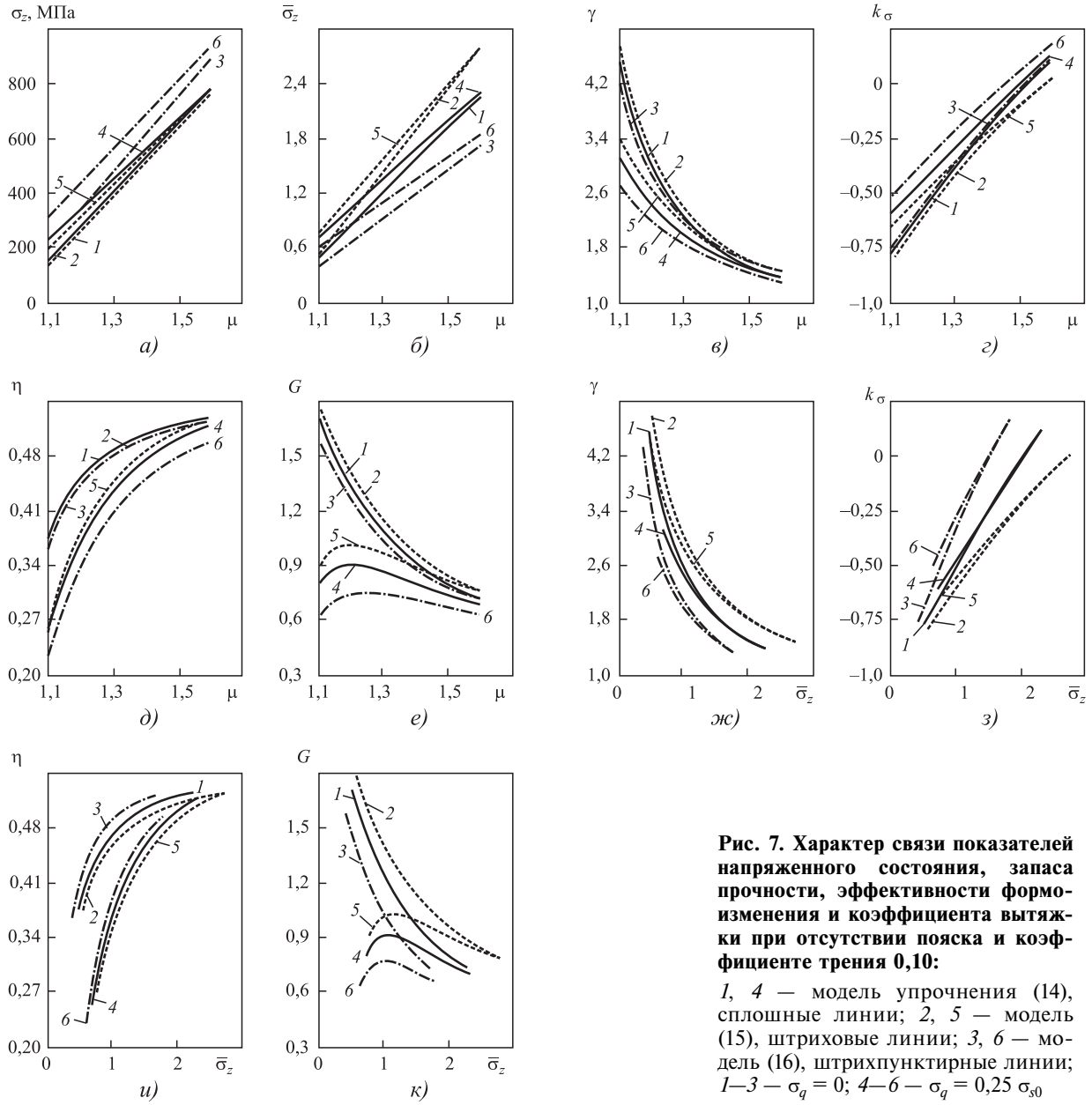


Рис. 7. Характер связи показателей напряженного состояния, запаса прочности, эффективности формоизменения и коэффициента вытяжки при отсутствии пояска и коэффициенте трения 0,10:

1, *4* — модель упрочнения (14), сплошные линии; *2*, *5* — модель (15), штриховые линии; *3*, *6* — модель (16), штрихпунктирные линии; *1—3* — $\sigma_q = 0$; *4—6* — $\sigma_q = 0{,}25\ \sigma_{s0}$

фициента вытяжки относительной величины $\bar{\sigma}_z$ напряжения волочения.

Относительное напряжение определяли в сравнении с исходным пределом текучести:

$$\bar{\sigma}_z = \sigma_z/\sigma_{s0}.$$

Порядок расположения линий вдоль оси ординат для абсолютного напряжения волочения (см. рис. 7, *а*) и относительного напряжения (*б*) заметно отличается. Осевое напряжение (см. рис. 7, *а*) больше для сплава ХН40МДТЮ (линии *3* и *6*), а относительное напряжение (по отношению к исходному пределу текучести), наоборот, для сплава меньше (*б*). Относительное напряжение больше при интенсивном упрочнении стали 12Х18Н10Т после отжига (линии *2* и *5*). С ростом коэффициента вытяжки линии для каждой модели упрочнения при отсутствии и наличии противонатяжения сближаются. При высокой степени деформации линии *2* и *5* пересекаются (см. рис. 7, *а*, *б*).

Линии *1—3* рис. 7 для коэффициента запаса прочности (*в*), показателя напряженного состояния (*г*), для критериев эффективности формоизменения η (*д*) и *G* (*е*) при отсутствии противонатяжения находятся ближе друг к другу, чем линии *4—6* при действии противонатяжения, т.е. при отсутствии противонатяжения в меньшей степени проявилось влияние модели упрочнения на эти показатели. С повышением обжатия коэффициент запаса прочности (см. рис. 7, *в*) интенсивно снижается, а показатель напряженного состояния (*г*) значительно увеличивается особенно при отсутствии противонатяжения. При действии противонатяжения критерий *G* (*е*) несколько увеличился с повышением коэффициента вытяжки до 1,2, так как интенсивность роста показателя η (*д*) выше скорости снижения коэффициента запаса прочности (*в*) при $\mu < 1{,}2$. При фиксированной величине коэффициента μ значения для показателей γ, η, *G* выше при отсутствии противонатяжения, а показатель k_σ напряженного состояния больше при действии противонатяжения (*г*).

С ростом относительного осевого напряжения повышаются показатель напряженного состояния (см. рис. 7, *з*) и критерий η (*и*). При этом снижается коэффициент запаса γ (*ж*) и комбинированный критерий *G* (*к*) при отсутствии противонатяжения. При действии противонатяжения наблюдается у кривых для критерия *G* максимум при определенном уровне напряжения волочения. Максимум для сплава находится ниже и при меньшей величине относительного напряжения (кривая *6* рис. 4, *к*).

Для каждой модели упрочнения кривые для коэффициента запаса γ и показателя k_σ при отсутствии и действии противонатяжения находятся ближе друг к другу в отличие от кривых для показателей η и *G*. Для каждой модели кривые при отсутствии и действии противонатяжения для показателей γ и k_σ сближаются, а для критериев эффективности формоизменения η и *G* расходятся при повышении напряжения волочения. При $\bar{\sigma}_z > 1$ коэффициент запаса γ больше, а показатель k_σ напряженного состояния меньше для стали после отжига при отсутствии и действии противонатяжения. При заданном интервале варьирования коэффициента вытяжки более широкий диапазон изменения осевого напряжения и исследуемых показателей (за исключением критерия η) при отсутствии противонатяжения, что показывают линии *1—3*, т.е. при действии противонатяжения в меньшей степени изменяются напряженное состояние, запас прочности и комбинированный показатель *G* при росте коэффициента вытяжки от 1,1 до 1,6.

Заключение. Предложен комбинированный критерий *G*, который включает в себя показатель эффективности формоизменения η и коэффициент γ запаса прочности. Характер зависимостей показателей η и *G* от параметров деформации и безразмерных критериев формы очага деформации может существенно отличаться.

Форма кривой упрочнения влияет не только на показатели напряженного состояния и запаса прочности, но и критерии η и *G* эффективности формоизменения. При заданной степени единичной деформации для каждого диаметра проволоки существует область не только для оптимальных углов волочения, но и значений для длины *L* рабочего конуса волоки, безразмерных критериев формы очага деформации ($L/d_{ср}$, Δ, $\alpha/\ln\mu$ и $\ln\mu/\alpha$), которые обеспечивают минимальное напряжение (силу) волочения. При постоянном значении предела текучести в очаге деформации, но разных формах кривых упрочнения наблюдается существенное различие значений показателей

напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения. Это показывают кривые *3* и *4* на рис. 2 и 3 при коэффициенте вытяжки 1,3 и моделях упрочнения (12) и (13). При модели (12) показатель напряженного состояния k_σ по В.Л. Колмогорову может быть меньше, чем при модели упрочнения (13), хотя при первой модели (12) осевое напряжение больше, например, при $\mu = 1{,}5$ и наличии калибрующего пояска (см. рис. 3, *а*, *б*). С повышением интенсивности упрочнения снижается показатель напряженного состояния k_σ и наблюдается рост запаса прочности и комбинированного показателя G эффективности формоизменения (см. рис. 6).

Более интенсивное упрочнение стали 12Х18Н10Т (15) после отжига обеспечило более благоприятное сочетание различных показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в сравнении с набором тех же показателей для стали 12Х18Н10Т после закалки (14) и дисперсионно-твердеющего сплава ХН40МДТЮ (16) в интервале 1,1...1,6 изменения коэффициента вытяжки (см. рис. 7).

При действии противонатяжения напряжение волочения, запас прочности и показатель η эффективности формоизменения в меньшей степени изменились при росте коэффициента трения (см. рис. 5). Таким образом, противонатяжение стабилизирует значения этих показателей при изменении коэффициента трения. Показана необходимость обеспечения положительного запаса прочности при расчете показателей напряженного состояния и эффективности формоизменения процесса волочения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
2. **Гурьянов Г.Н.** Критерий для оценки эффективности формоизменения в проходе волочения круглого сплошного профиля // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2014. № 1. С. 37—44.
3. **Запас** прочности и эффективность формоизменения проволоки в зависимости от угла волочения / Г.Н. Гурьянов, О.С. Железков, С.И. Платов, Д.В. Терентьев // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 1. С. 24—30.
4. **Гурьянов Г.Н.** Оценка параметров волочения при разных моделях упрочнения проволочной заготовки // Сталь. 2014. № 7. С. 71—77.
5. **Должанский А.М.** Определение тягового напряжения и оптимального угла волоки с учетом критерия формы очага деформации // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. № 2. С. 70—73.
6. **Бэкофен В.** Процессы деформации. Пер. с англ. В.С. Берковского, Ф.И. Рузанова. М.: Металлургия, 1977. 288 с.
7. **Гурьянов Г.Н.** Критерии для оценки формы очага и неоднородности деформации при волочении сплошного круглого профиля // Механическое оборудование металлургических заводов: междунар. сб. науч. тр. / под ред. А.Г. Корчунова. Вып. 2. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. С. 86—96.
8. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во УГТУ—УПИ, 2001. 836 с.
9. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.
10. **Гурьянов Г.Н.** Радиальная сила на волоку и запас прочности при волочении проволоки // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 2. С. 19—22.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru

УДК 669.715:821.785

В.Ю. Конкевич, О.Е. Осинцев, С.Я. Бецофен, И.А. Грушин
(ОАО "Всероссийский институт легких сплавов",
МАТИ — Российский государственный технологический университет
им. К.Э. Циолковского)

Исследование влияния основных компонентов и переходных металлов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных свариваемых сплавов системы Al—Zn—Mg

На основании установленных закономерностей по влиянию основных компонентов и переходных металлов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных свариваемых сплавов системы Al—Zn—Mg объяснен механизм упрочнения этих материалов и разработаны принципы их легирования. На основе системы Al—Zn—Mg разработан высокопрочный свариваемый сплав О1949, в котором эти принципы легирования реализованы: содержание основных компонентов (цинка и магния) соответствует 8 %, при отношении Zn/Mg = 1,7, сплав дополнительно легирован цирконием и металлами группы VIIIA при соотношении Co/Ni = 2, содержание хрома сведено к минимуму.

Ключевые слова: высокопрочные свариваемые алюминиевые сплавы; быстрая кристаллизация; металлургия гранул; фазовый состав и структура; механические и технологические свойства; коррозионная стойкость.

The present article explains alloying principles and strengthening mechanism of rapidly crystallized Al—Zn—Mg weldable alloys that based on determined impacts of master components and transition metals on structure and properties of these alloys. O1949 high-strength weldable alloy is developed basing on Al—Zn—Mg system. In O1949 alloy certain alloying principles are realized: the content of master components (Zn and Mg) is 8 % with ratio Zn/Mg = 1,7; O1949 is additionally alloyed with Zr and VIIIA group metals with ratio Co/Ni = 2; content of Cr is minimal.

Keywords: high-strenght weldable aluminum alloys; rapid crystallization; powder (granular) metallurgy; phase copmosition and structure; mechanical properties; handling ability; corrosion stability.

Деформируемые алюминиевые сплавы, легированные цинком и магнием, широко применяют в отечественной и зарубежной промышленности. Это связано с тем, что из всех легирующих компонентов цинк и магний отличаются наиболее высокой растворимостью в алюминии при повышенных температурах.

На основе системы Al—Zn—Mg разработана группа высокопрочных свариваемых термически упрочняемых отечественных сплавов их зарубежных аналогов, которые изготовляют из массивных слитков [1]. К преимуществам этих сплавов относятся хорошая свариваемость, высокая общая коррозионная стойкость, высокая технологичность при производстве деформированных полуфабрикатов.

Однако при работе со сплавами системы Al—Zn—Mg следует учитывать, что при определенных условиях они проявляют повышенную чувствительность к *коррозионному растрескиванию* (КР) под напряжением. Поэтому при разработке новых составов высокопрочных свариваемых сплавов на основе системы Al—Zn—Mg вопросу стойкости против коррозии под напряжением уделяют первостепенное внимание.

Главным фактором, определяющим устойчивость сплавов системы Al—Zn—Mg к коррозии под напряжением, является суммарное содержание цинка и магния: чем выше сумма цинка и магния, тем сильнее подвержены сплавы коррозии под напряжением. В промышленных свариваемых сплавах на основе

системы Al—Zn—Mg, получаемых по стандартной технологии, суммарное содержание цинка и магния обычно не превышает 6...6,5 %. Только введение в состав сплава дорогого и дефицитного переходного металла скандия позволило увеличить суммарное содержание цинка и магния до 7,0 % мас. (сплав 1970) [2].

Проблему повышения устойчивости сплавов против КР решают дополнительным легированием сплавов системы Al—Zn—Mg переходными металлами — хромом, марганцем, цирконием, титаном, а также применением ступенчатых смягчающих режимов старения.

В отличие от других факторов добавки переходных металлов положительно влияют не только на устойчивость сплавов системы Al—Zn—Mg против КР, но и улучшают механические свойства и свариваемость (кроме марганца) [3]. Поэтому для повышения уровня прочностных свойств и стойкости сплавов системы Al—Zn—Mg против КР под напряжением требуются увеличение содержания переходных металлов и введение новых групп таких металлов. Однако возможность повышения их концентрации в сплавах данной системы ограничена существующей технологией получения массивных слитков методом полунепрерывного литья. При такой технологии литья в структуре сплава получают крупные первичные алюминиды переходных металлов, и из таких слитков не удается получать качественные полуфабрикаты.

Дальнейший прогресс в области создания высокопрочных свариваемых алюминиевых сплавов на основе системы Al—Zn—Mg связан с получением литой заготовки с высокими скоростями охлаждения при кристаллизации (10^3...10^4 К/с), что на несколько порядков выше скорости кристаллизации при получении массивных слитков по обычной технологии [3].

Материалы и методика экспериментов. Сплавы для исследования получали методом гранульной металлургии. Использовали центробежный способ литья с охлаждением в воду гранул размером 0,5...1,0 мм, что обеспечивало скорость охлаждения при кристаллизации 10^3...10^4 К/с.

Из брикетов размером ∅90×120 мм, полученных на прессе силой 7,5 МН при температуре 450 °С с выдержкой под давлением 5 мин, горячим прессованием (400 °С) изготовляли прутки диаметром 12 мм. Для сварки из прессованных полос получали листы толщиной 2 мм. Структуру и свойства сплавов изучали на прессованных прутках после упрочняющей термической обработки (закалка в воду при 460...470 °С, выдержка 1 ч + старение по различным режимам).

Механические свойства при статических испытаниях на растяжение определяли на гагаринских образцах с диаметром рабочей части 5 мм по ГОСТ 1497—84 на разрывных машинах Instron и Shenk.

Микроструктуру гранул и прутков исследовали с использованием стандартных для алюминиевых сплавов травителей на оптическом микроскопе Neophot-21. Изучение тонкой структуры и продуктов распада пересыщенного твердого раствора проводили на просвечивающих электронных микроскопах JEOL 2000 EX и Tesla-s20.

Химический состав фаз определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Superprobe-733. Методом микроспектрального анализа на приборах MS-46 и JXS определяли концентрацию легирующих элементов в α-твердом растворе слитков и гранул.

Результаты исследования и их обсуждение. Использовали метод гранульной металлургии [3]. Гранулы — литые частицы размером 0,5...1 мм получали методом центрифугирования с кристаллизацией жидкого металла в воде.

В высокопрочных алюминиевых сплавах различают две группы легирующих элементов. Это основные компоненты — цинк и магний, которые определяют систему легирования, образуют фазы — упрочнители при термической обработке, определяют природу сплавов и общий уровень механических и технологических свойств.

Важную роль в сплавах данной системы играет вторая группа компонентов — *переходные металлы* (ПМ): хром, марганец, цирконий, титан и др. Эти элементы способствуют структурному упрочнению сплавов, они улучшают многие технологические свойства и повышают характеристики конструкционной прочности.

При разработке состава сплава в соответствии с методикой физико-химического анализа сначала необходимо было определить допустимое суммарное содержание цинка и магния в быстрозакристаллизованных свариваемых сплавах, а также установить оптимальное соотношение этих элементов. Затем лучшие композиции использовали для дальнейших исследований. Для этой цели были приготовлены три группы сплавов с суммарным содержанием цинка и магния 6,5; 8 и 10 % и различным отношением этих элементов.

Сплавы легировали обычными для свариваемых сплавов системы Al—Zn—Mg пере-

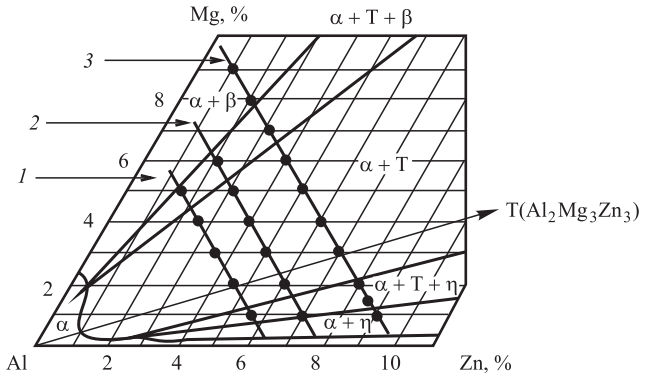


Рис. 1. Составы модельных сплавов системы Al—Zn—Mg с постоянным содержанием цинка и магния (Zn + Mg) 6,5 (*1*), 8,0 (*2*) и 10 % (*3*), нанесенные на изотермический разрез при 200 °С (• — составы сплавов)

ходными металлами: Cr, Mn, Zr и Ti. Чтобы исключить влияние переходных металлов на свойства, их содержание во всех сплавах было постоянным и не превышало 1,3 % мас.

Исследование проводили на прессованных прутках диаметром 12 мм, полученных из гранул. Механические свойства определяли после закалки с температуры 450...470 °С в свежезакаленном состоянии и после искусственного старения по режиму — 120 °С, 25 ч.

На рис. 1 представлен изотермический разрез диаграммы состояния системы Al—Zn—Mg при 200 °С с нанесенными на него составами исследованных сплавов на трех разрезах.

Получено, что в свежезакаленном состоянии модельные сплавы (без переходных металлов) всех трех групп имеют низкие значения прочностных свойств и достаточно высокую пластичность. С увеличением содержания магния при одинаковом суммарном содержании цинка и магния, прочностные свойства сплавов монотонно возрастают при сохранении высоких значений относительного удлинения.

Анализ тройной системы Al—Zn—Mg [4] показал, что температуры закалки даже у самых высоколегированных сплавов третьей группы значительно превышают температуру сольвуса. Следовательно, нагрев под закалку всех исследованных модельных сплавов приводит к полному растворению избыточных цинк-магниевых фаз ($T(Al_2Mg_3Zn_3)$, $\eta(MgZn_2)$ и др.), и они в свежезакаленном состоянии представляют собой практически гомогенный твердый раствор, пересыщенный цинком и магнием, поэтому в свежезакаленном состоянии действует только твердорастворное упрочнение.

Поскольку размер атома магния значительно сильнее отличается от размера атома алюминия (в среднем на 11,9 %), чем атом цинка (в среднем на 4,2 %) [4], то замена атомов цинка на атомы магния в алюминиевом твердом растворе вызывает более сильное искажение кристалической решетки и, как следствие, приводит к повышению прочностных свойств.

Увеличение суммарного содержания цинка и магния приводит к повышению прочностных свойств и снижению пластичности в закаленном состоянии. Эти закономерности свойственны всем трем группам сплавов.

Закономерности изменения механических свойств от состава сплавов после искусственного старения другие.

Для всех трех групп сплавов с суммарным содержанием цинка и магния 6,5; 8 и 10 % наблюдается максимум прочностных свойств в области составов, близких к сечению $Al—T(Al_2Zn_3Mg_3)$ тройной системы при отношении Zn/Mg = = 2,7 % мас. Такое изменение предела прочности и предела текучести от состава сплавов связано с изменением природы упрочняющих фаз, выделяющихся при старении, при изменении отношения цинка к магнию в сплавах.

Большинство исследованных сплавов находятся в интервале составов, соответствующих фазовым областям α + T, α + η ($MgZn_2$) и α + T + η равновесной диаграммы состояния (см. рис. 1). Основной упрочняющей фазой при старении этих сплавов является метастабильная фаза $\eta'(MgZn_2)$, которая образуется в широком интервале составов независимо от того, какой фазовой области равновесной системы принадлежит сплав α + T, α + η или α + η + T.

В сплавах тройной системы Al—Zn—Mg выделению метастабильной фазы η′ в определенном температурно-временном диапазоне старения предшествует образование зон *Гинье—Престона* (ГП) [4]. Зоны ГП вызывают сильные искажения кристаллической решетки и способствуют упрочнению сплавов. Последовательность выделения фаз при старении может меняться в зависимости от отношения цинка к магнию. В сплавах с отношением Zn/Mg > 2,5 фаза η ($MgZn_2$) является стабильной, и распад твердого раствора заканчивается образованием фаз η и/или η + T и их коагуляцией.

В быстрозакристаллизованных модельных сплавах рассмотренных трех групп фазовые превращения при старении подчиняются тем же закономерностям, которые типичны для сплавов, получаемых из массивных слитков.

Наличие максимума на кривых изменения прочностных свойств в сплавах, близких по составу к разрезу $Al—T(Al_2Zn_3Mg_3)$, связано не только с выделением при старении зон ГП и частиц мета-

1. Химический состав и механические свойства после искусственного старения прутков из модельных сплавов

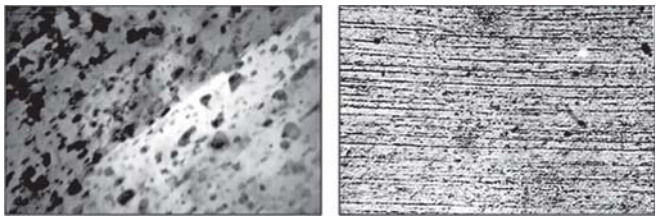
Zn	Mg	Наличие переходных металлов	Сумма Zn и Mg, % мас.	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
% мас.				МПа		
4,5	2,0	—	6,5	410	315	16,5
4,5	2,0	Cr, Zr, Mn, Ti		535	425	12,5
5,0	3,0	—	8,0	500	410	12,0
5,0	3,01	Cr, Zr, Mn, Ti		650	540	9,0
6,0	4,0	—	10	550	445	7,5
6,0	4,0	Cr, Zr, Mn, Ti		725	660	5,6

стабильной фазы η′($MgZn_2$), но и с особым строением поверхности сольвуса в системе Al—Zn—Mg.

Как следует из рассмотрения изотермического разреза при 200 °С (см. рис. 1), а также анализа других изотермических разрезов данной системы, ход изотерм совместной растворимости цинка и магния в алюминии таков, что при низких температурах эти элементы имеют минимальную растворимость в алюминии в сплавах, и при закалке максимальное пресыщение твердого раствора цинком и магнием должно быть у сплавов данного разреза. Поэтому последующее искусственное старение должно способствовать получению максимального эффекта упрочнения у сплавов данного разреза из-за выделения максимального количества зон ГП и частиц упрочняющих фаз.

Искусственное старение сплавов, дополнительно легированных ПМ, приводит к существенному повышению прочностных свойств и к снижению характеристик пластичности. Чем выше суммарное содержание цинка и магния, тем выше уровень прочности и ниже относительное упрочнение (табл. 1).

Для объяснения влияния ПМ на механические свойства модельных сплавов были проведены структурные исследования. Сплавы, в составе которых отсутствуют ПМ, имеют рекристализованную структуру в закаленном состоянии (рис. 2, *а*). Электронно-микроскопические исследования показали, что эти сплавы в закаленном состоянии имеют гомогенную структуру: цинк-магниевые фазы полностью растворены в алюминиевом твердом растворе.



а) *б)*

Рис. 2. Микроструктура прессованных прутков сплавов Al—5 % Zn—3 % Mg, дополнительно легированных ПМ (Cr, Mn, Ti, Zr), в закаленном состоянии:

а — ×300; *б* — ×20 000

Структура сплавов, дополнительно легированных ПМ, имеет существенные отличия. Закаленные прутки этих сплавов имеют нерекристализованную структуру с вытянутыми вдоль направления прессования тонкими волокнами (см. рис. 2, *а*).

В закаленном состоянии прутки сплавов, дополнительно легированных ПМ, имеют гетерофазную структуру с равномерно распределенными по объему α-твердого раствора алюминидами ПМ (рис. 2, *б*). Эти частицы залегают по границам и внутри субзерен, способствуя формированию устойчивой полигонизованной структуры, которая сохраняется и после нагрева под закалку. Такая структура с повышенной плотностью дислокаций в закаленных и состаренных полуфабрикатах приводит к повышению прочностных свойств. Следует отметить, что важным фактором упрочнения являются и сами дисперсные частицы алюминидов хрома, циркония и марганца.

Также изучали влияние скорости охлаждения при кристаллизации на структуру сплавов. Для этого литые заготовки получали в виде слитков различных размеров и гранул, что обеспечивало изменение скорости кристаллизации в диапазоне $10^0...10^4$ К/с.

Характеристики структурных составляющих определяли методом количественной металлографии, химический состав фаз — методом микроренгеноспектрального анализа. Анализ литой структуры показал, что слитки и гранулы имеют дендритное строение; на границах дендритных ячеек выделяется фаза T($Al_2Zn_3Mg_3$) эвтектического происхождения; структура гранул по сравнению со структурой слитков сильно диспергирована, выделение первичных алюминидов переходных металлов подавляется.

Увеличение скорости охлаждения при кристаллизации не изменяет концентрацию цинка и магния в алюминиевом твердом растворе, она зависит только от суммарного содержания этих элементов в сплаве. В структуре слитков, легированных ПМ, обнаружены алюминиды циркония, марганца и хром: Al_3Zr, Al_6Mn и E($Al_8Cr_2Mg_3$). Только в состав алюминида хрома (Е-фаза) входит основной компонент—магний.

Определяющее значение при выборе составов сплавов системы Al—Zn—Mg имеет их стойкость против коррозионного растрески-

2. Механические свойства и результаты испытаний на сопротивление КР под напряжением сплавов системы Al—Zn—Mg

Содержание основных компонентов	Сумма Zn и Mg	Основной металл				Сварные соединения	
% мас.		$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	Время до разрушения, сут	$\sigma^{св}$, МПа	Время до разрушения, сут
		МПа					
Al—4,5Zn—2,0Mg—ПМ*	6,5	460...490	390...410	9,8...10,7	>90 (10)**	430...460	>90 (10)
Al−5,0Zn−3,0Mg−ПМ	8	525...555	480...505	7,7...8,2	>90 (10)	505...535	>90 (10)
Al−6,0Zn−4,0Mg−ПМ	10	670...695	610...630	6,3...8,0	>90 (10)	650...680	12 (4) 17 (6)

*ПМ — переходные металлы.
** В скобках указано число образцов, выдержавших указанное время до разрушения.

вания под напряжением. Поэтому на заключительном этапе исследования модельных сплавов проводили оценку свариваемости и стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением основного металла и сварных соединений.

Исследовали листы толщиной 2 мм, которые подвергали закалке и искусственному старению. Аргонно-дуговую сварку осуществляли по стандартной для алюминиевых сплавов методике с использованием сварочной проволоки Св.1557. База при испытаниях на КР составляла 90 сут.

Анализ результатов испытаний, представленных в табл. 2, показал, что листы всех трех сплавов показали удовлетворительную коррозионную стойкость, выдержали контрольный срок испытаний на КР и были сняты с испытаний.

Сварные соединения сплавов с суммарным содержанием цинка и магния 6,5 и 8 % также обладают высокой устойчивостью против КР под напряжением, и только при суммарном содержании цинка и магния 10 % сварные соединения проявляют повышенную чувствительность к КР под напряжением.

Таким образом, применение метода быстрой кристаллизации позволяет в сплавах системы Al—Zn—Mg, предназначенных для сварных конструкций, увеличить суммарное содержание цинка и магния до 8...9 %.

Это предопределяет возможность существенного повышения прочностных свойств этих сплавов Al—5 % Zn — 3 % Mg — ПМ с отношением Zn/Mg = 2,7, поэтому эта композиция являлась базовой при исследовании влияния переходных металлов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных сплавов системы Al—Zn—Mg.

Для создания новых быстрозакристаллизованных сплавов важно знать природу упрочнения данных ПМ, так как она определяет принципы легирования при создании сплавов с более высоким уровнем механических и технологических свойств.

Проблемы повышения устойчивости против КР под напряжением, прочностных свойств и улучшения свариваемости стандартных сплавов системы Al—Zn—Mg решают введением в их состав небольших добавок ПМ: хрома, циркония, марганца и титана. Именно эти металлы содержатся в большинстве свариваемых сплавов данной системы [1]. По такому принципу создан первый отечественный быстрозакристаллизованный сплав системы Al—Zn—Mg: он содержит те же ПМ [3].

В связи с этим было необходимо оценить роль каждого из этих элементов в упрочнении и решить вопрос о возможности использования тех же принципов легирования переходными металлами, которыми руководствуются при разработке стандартных сплавов.

Задачу решали методом математического планирования эксперимента. Использовали полный факторный эксперимент с матрицей 2^3. Сплавы готовили по технологии гранульной металлургии. Базовой композицией всех сплавов был состав Al—5 % Zn—3 % Mg. Содержание титана, играющего роль модификатора при сварке, также поддерживалось на постоянном уровне и составляло 0,2 %.

Исследование проводили на прутках диаметром 12 мм, упрочняющую термическую обработку осуществляли по стандартному режиму.

В качестве независимых переменных выбраны: содержание марганца (X_1), хрома (X_2) и циркония (X_3). Параметрами оптимизации являлись механические свойства сплавов: $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$ и δ. Составы варьируемых элементов и основные параметры факторов приведены в табл. 3.

Верхний уровень (1,2 %) выбирали с учетом возможности появления в структуре гранул первичных интерметаллидов, а нижний

3. Основные параметры факторов эксперимента

Область эксперимента	Mn (X_1), %	Cr (X_2), %	Zr (X_3), %
Основной уровень	0,7	0,7	0,7
Интервал варьирования (ΔX_i)	0,5	0,8	0,5
Верхний уровень (+)	1,2	1,2	1,2
Нижний уровень (–)	0,2	0,2	0,2

(0,2 %) — из условия целесообразности применения метода гранулирования.

Задачу решали с использованием регрессивного анализа. Расчет дисперсности опыта, коэффициентов регрессии и проверка адекватности модели проводили по методике планирования эксперимента.

Анализ полученных уравнений регрессии показал, что использовать при создании быстрозакристаллизованных сплавов те принципы, которыми руководствуются при легировании стандартных сплавов системы Al—Zn—Mg, нельзя. Так, марганец, который вводят во все стандартные сплавы, в быстрозакристаллизованных сплавах малоэффективен, хром который используют в количестве 0,05...0,25 % для повышения прочности свойств и коррозионной стойкости, дал отрицательный эффект упрочнения, и только цирконий оказался очень эффективным упрочнителем.

Для решения вопроса о принципах легирования быстрозакристаллизованных сплавов, содержащих цинк и магний, необходимо установить механизм упрочнения этих материалов, выделить отдельные факторы упрочнения в этом механизме и найти методику, позволяющую определить составляющие прочности в одном материале.

Использовали то же уравнение, в котором разделены составляющие прочности для анализа механизма упрочнения быстрозакристаллизованных сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu [5]:

$$\sigma = \sigma_0 + \Delta\sigma_1 + \Delta\sigma_2 + \Delta\sigma_3,^* \qquad (1)$$

где σ — прочность сплава;

σ_0 — прочность эталонного сплава (без ПМ) в свежезакаленном состоянии $\left(\sigma_0 = \sigma_{0,2}^{\text{эт}}(\text{зак.})\right)$— твердорастворное упрочнение;

$\Delta\sigma_1$ — эффект старения сплавов, учитывает вклад в суммарную прочность дисперсионного твердения при старении от основных компонентов $\left(\Delta\sigma_1 = \sigma_{0,2}^{\text{эт}}(\text{стар.}) - \sigma_{0,2}^{\text{эт}}(\text{зак.})\right)$;

$\Delta\sigma_2$ — эффект упрочнения за счет легирования ПМ $\left(\sigma_{0,2}^{\text{ПМ}}(\text{зак.}) - \sigma_{0,2}^{\text{эт}}(\text{зак.})\right)$;

$\Delta\sigma_3$ — влияние ПМ на эффект старения $\left(\text{вычисляется только при необходимости таких сравнений } \left(\Delta\sigma_3 = \sigma_{0,2}^{\text{ПМ}}(\text{стар.}) - \sigma_{0,2}^{\text{эт}}(\text{стар.})\right)\right)$.

Для исследования были приготовлены сплавы с одинаковым содержанием основных компонентов (Al—5 % Zn—3 % Mg) и отличающиеся содержанием переходных металлов. Для определения индивидуального действия переходные металлы вводили раздельно и совместно (табл. 4).

Рассмотрение индивидуального действия ПМ позволяет установить следующее (см. табл. 4). Введение различных ПМ приводит к существенному повышению прочностных свойств. С увеличением содержания ПМ в сплаве, а следовательно, и объемной доли интерметаллидной фазы прочностные свойства повышаются. Однако прочностные свойства сплавов (см. табл. 4) не дают полного представления о вкладе различных факторов упрочнения в суммарную прочность (σ в уравнении (1)). Данные об индивидуальном действии отдельных составляющих прочности исследованных быстрозакристаллизованных сплавов показывают гистограммы, приведенные на рис. 3.

Анализ результатов исследований позволяет сделать следующие заключения.

4. Содержание переходных металлов и механические свойства сплавов Al—5 % Zn—3 % Mg после старения на максимальную прочность

Содержание переходных металлов, % мас.						Механические свойства		
Cr	Zr	Mn	Co	Ni	Fe	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
—	—	—	—	—	—	470	430	16,4
0,65	—	—	—		—	560	510	10,9
—	0,6	—	—	—	—	610	570	10,0
—	—	—	—	—	—	605	590	9,2
—	—	0,60	—	—	—	560	515	9,2
—	—	0,80	—	—	—	590	550	8,8
—	—	—	1,0	—	—	585	540	12,8
—	—	—	—	1,0	—	550	500	12,1
—	—	—	—	—	1,0	540	505	10,8
0,75	0,58	—	1,0	—	—	580	555	8,9
0,65	0,55	—	1,0	0,5	—	590	560	7,5
0,50	0,50	—	—	—	—	585	550	8,4
—	0,75	—	1,0	0,5	—	630	545	8,9
—	—	—	1,0	0,5	—	605	540	12,5

* В качестве показателя прочностных свойств используется предел текучести.

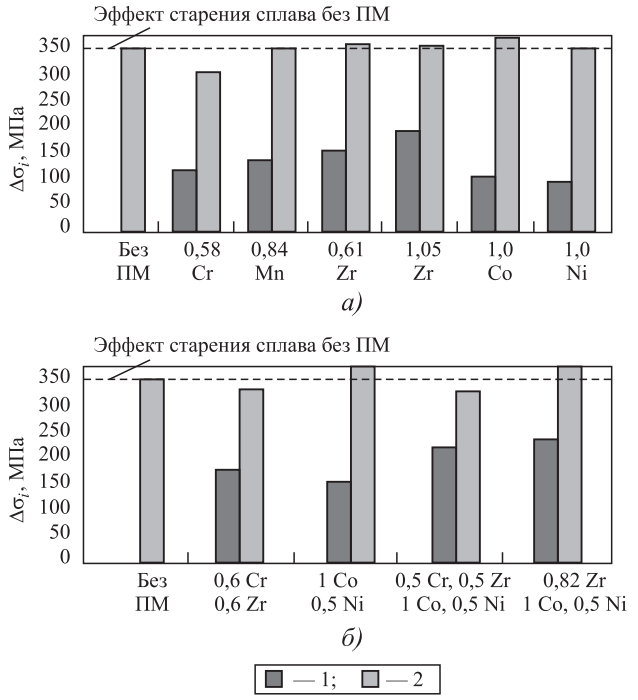


Рис. 3. Влияние хрома, марганца, циркония, кобальта и никеля в отдельности (*а*) и в сочетании нескольких ПМ (*б*) на составляющие прочности сплавов Al—5 % Zn—3 % Mg:

1 — эффект упрочнения от легирования ПМ; *2* — эффект старения

1. Эффект старения у всех исследованных сплавов значительно превосходит эффект упрочнения от легирования переходными металлами независимо от вида и суммарного количества этих металлов (см. рис. 3).

2. Переходные металлы на эффект старения влияют по-разному: марганец и цирконий практически не оказывает влияния на эффект старения ($\Delta\sigma_3 \approx 0$), кобальт усиливает его, а хром существенно уменьшает как при индивидуальном присутствии в сплаве, так и в сочетании с другими переходными металлами (см. рис. 3).

3. При рассмотрении эффекта упрочнения от переходных металлов ($\Delta\sigma_2$) четко прослеживается их индивидуальность. Во-первых, упрочнение от введения растворимых при гранулировании переходных металлов (Zr, Cr, Mn) выше, чем при легировании нерастворимыми металлами группы VIIIA (Co, Ni). Во-вторых максимальный эффект упрочнения достигается при легировании цирконием. Он проявляется при его индивидуальном присутствии в сплаве и совместно с металлами группы VIIIA.

Для объяснения полученных закономерностей были проведены электронно-микроскопические исследования структуры сплавов. Они показали, что эталонный сплав, не содержащий ПМ, в закаленном состоянии является

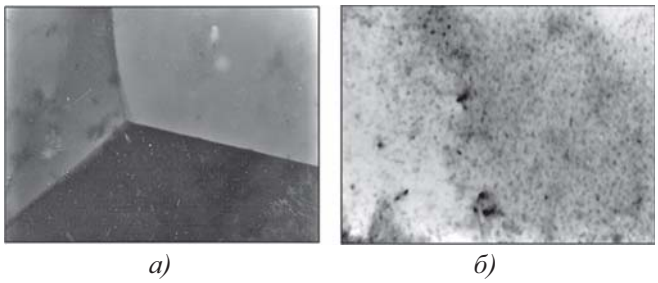


Рис. 4. Микроструктура эталонного сплава Al—5 % Zn—3 % Mg (без ПМ):

а — закаленное состояние, ×16 000; *б* — после старения при 120 °С, 20 ч, ×40 000

практически однородным твердым раствором (рис. 4, *а*). В этом состоянии проявляется только твердорастворное упрочнение (σ_0 в уравнении (1)). После полной термической обработки (закалки и старения) он имеет рекристаллизованную структуру. При старении выделяются дисперсные частицы метастабильной фазы $\eta(MgZn_2)$ (рис. 4, *б*).

По сравнению с эталонным сплавом микроструктура сплавов, легированных ПМ, более сложная в закаленном состоянии и после старения наблюдаются выделения алюминидов ПМ (рис. 5). Их размеры, морфология частиц и объемная доля определяются видом ПМ и его количеством в сплаве. Все сплавы, легированные ПМ, после закалки с 470 °С и старения имеют нерекристаллизованную структуру. После старения, как и в эталонном сплаве, в структуре присутствуют дисперсные частицы метастабильной фазы $\eta'(Mg_2Zn)$ размером ⩽10 нм.

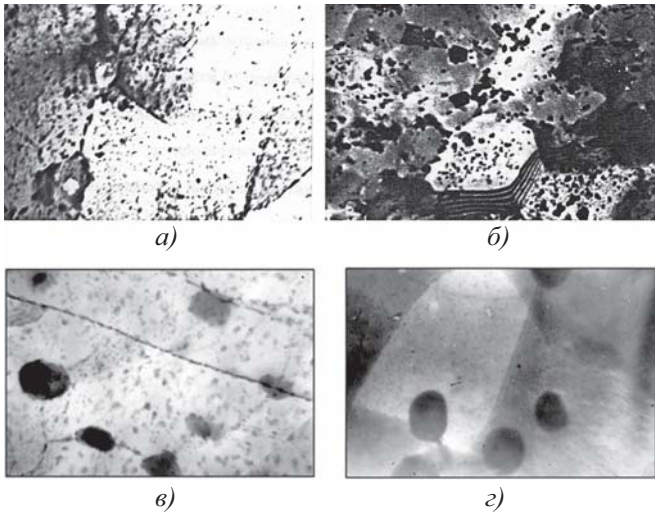


Рис. 5. Микроструктура сплавов Al—5 % Zn—3 % Mg, дополнительно легированных ПМ:

а — сплав, легированный цирконием, ×45 000; *б* — сплав, легированный марганцем, ×20 000; *в* — сплав, легированный хромом, цирконием и кобальтом, ×50 000; *г* — сплав, легированный цирконием, кобальтом и никелем, ×50 000

Хром, цирконий и марганец в сплавах системы Al—Zn—Mg в условиях быстрой кристаллизации образуют пересыщенные твердые растворы. О растворении хрома, марганца и циркония в алюминиевом твердом растворе с последующим выделением дисперсных алюминидов типа Al_3Zr, Al_6Mn свидетельствуют электронно-микроскопические исследования сплавов в закаленном состоянии (см. рис. 5).

Алюминиды циркония значительно дисперснее алюминидов других ПМ. При наличии в составе сплавов циркония независимо от содержания других ПМ образуются дисперсные сферической формы частицы алюминида циркония размером 30 нм (см. рис. 5, *а*, *в*, *г*). Это метастабильная фаза Al_3Zr с кубической решеткой $L1_2$. Данная фаза когерентна матричному твердому раствору на основе алюминия, при достаточно большом количестве она является сильным фактором упрочнения быстрозакристаллизованных сплавов.

Алюминиды хрома, марганца и особенно кобальта существенно уступают алюминиду циркония в этом отношении. Кобальт в отличие от хрома и других переходных металлов усиливает эффект старения ($\Delta\sigma_3 > 0$). Это, по-видимому, связано с тем, что при легировании кобальтом совместно с другими металлами группы VIIIA, например, с никелем, уменьшается растворимость цинка и магния в алюминии. При этом увеличивается плотность выделений частиц упрочняющей фазы η.

Эти факторы должны увеличивать эффект дисперсионного твердения. Поэтому, несмотря на то, что эффект упрочнения при легировании кобальтом меньше ($\Delta\sigma_1$), чем у других переходных металлов, этот металл дает высокий суммарный эффект упрочнения, особенно, когда в состав кобальтовой фазы входит никель ($Al_9(Co_xNi_{1-x})_2$). Отсюда ясно, почему наиболее высокий уровень прочностных свойств имеют сплавы, в состав которых совместно с металлами группы VIIIA введен цирконий. Эти сплавы являются наиболее перспективной основой для дальнейшего легирования при разработке высокопрочных быстрозакристаллизованных сплавов.

Уменьшение эффекта старения ($\Delta\sigma_3 > 0$) в сплавах с высоким содержанием хрома связано с присутствием фазы $E(Al_{18}(Mg_2Cr_2)$, которая была обнаружена при изучении структуры литого металла. При этом часть магния идет на образование фазы $E(Al_{18}(Mg_2Cr_2)$, и его концентрация в алюминиевом твердом растворе снижается. Поэтому плотность выделений метастабильной фазы $\eta(MgZn_2)$ при старении уменьшается. Количество хрома в быстрозакристаллизованных сплавах должно быть минимальным. Его присутствие в небольших количествах может быть оправдано, когда необходимо повысить коррозионную стойкость или улучшить свариваемость.

Наряду с частицами алюминидов, важным фактором упрочнения этих материалов является формирование устойчивой полигонизованной структуры с повышенной плотностью дислокаций, так как измельчение зерен и образование субзеренной структуры приводит к повышению предела текучести.

Частицы алюминидов также являются препятствием для движения дислокаций (рис. 6). Все это способствует упрочнению сплавов.

Поскольку сплавы системы Al—Zn—Mg—ПМ предназначены для создания сварных конструкций, при выборе состава необходимо учитывать поведение алюминидов в сварочной ванне. Например, скорость роста интерметаллидов Al_7Cr при кристаллизации сварочного шва существенно выше, чем частиц

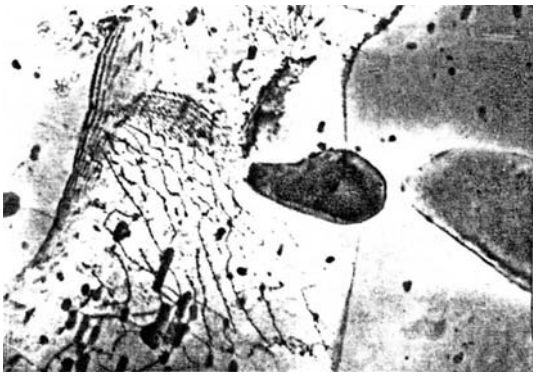


Рис. 6. Микроструктура сплава Al—5 % Zn—3 % Mg, дополнительно легированного цирконием, хромом, кобальтом и никелем. ×20 000

Рис. 7. Интерметаллиды в сварном шве сплава системы Al—1,5 % Cr—1,5 % Zr

5. Химический состав сплава О1949 (ТУ-1-809-783—98), % мас.

Al	Zn	Mg	Zr	Co	Ni	Cr	Примеси	
							Fe	Si
							не более	
Основа	4,5...5,5	2,5...3,5	0,5...0,8	0,2...0,4	0,1...0,3	0,15...0,3	0,3	0,2

Al_3Zr, что приводит к огрублению структуры и охрупчиванию сварного шва (рис. 7).

Проведенные исследования послужили основанием для разработки высокопрочного быстрозакристаллизованного свариваемого сплава О1949. В его составе реализованы принципы легирования, разработанные в рамках данной работы: суммарное содержание основных компонентов (цинка и магния) соответствует 8 % при отношении Zn/Mg = 1,7, сплав дополнительно легирован цирконием и металлами группы VIIIA при отношении Co/Ni = 2, содержание хрома сведено к минимуму (табл. 5).

Из разработанного сплава О1949 в промышленных условиях завода легких сплавов получены опытные партии прессованных полуфабрикатов (прутков, полос, труб) и катаных листов. На эти полуфабрикаты получены технические условия.

Выводы

1. На основании изучения влияния основных компонентов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных свариваемых сплавов системы Al—Zn—Mg установлено, что получение оптимального комплекса свойств — высокой прочности, коррозионной стойкости и технологичности суммарное содержание цинка и магния не должно превышать 8...9 % при отношении Zn/Mg = 1,7.

2. Максимальный эффект упрочнения быстрозакристаллизованных сплавов системы Al—Zn—Mg при комплексном легировании связан с дисперсионным твердением при старении за счет фаз, образованных основными компонентами, и образованием дисперсных алюминидов переходных металлов, а также с получением устойчивой полигонизованной структуры, которая сохраняется после полной термической обработки полуфабрикатов.

3. На основании установленных закономерностей, характеризующих влияние содержания и соотношения основных компонентов и переходных металлов на структуру и свойства сплавов системы Al—Zn—Mg, исследован и внедрен в производство быстрозакристаллизованный сплав О1949 с высоким суммарным содержанием цинка и магния и дополнительно легированный цирконием, кобальтом, никелем и другими переходными металлами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Машиностроение.** Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II-3/ под общ. ред. И.Н. Фридляндера. М.: Машиностроение, 2001. 880 с.

2. **Захаров В.В., Ростова Т.Д.** Высокопрочный свариваемый сплав 1970 на основе системы Al—Zn—Mg // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 4. С. 14—17.

3. **Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М.** Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы: ВИЛС, 1995. 341 с.

4. **Металловедение** алюминия и его сплавов: справочник / А.И. Белов, О.С. Бочвар и др.; отв. ред. И.Н. Фридляндер. М.: Металлургия, 1983. 280 с.

5. **Осинцев О.Е., Конкевич В.Ю.** О роли основных компонентов и переходных металлов в высокопрочных быстрозакристаллизованных сплавах системы Al—Zn—Mg—Cu // Технология легких сплавов. 2014. № 2. С. 57—64.

Валентин Юрьевич Конкевич, д-р техн. наук;
Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук;
Сергей Яковлевич Бецофен, д-р техн. наук;
Иван Алексеевич Грушин,
vano_dushes@bk.ru

УДК 621.7.04

Н.В. Коробова, М.А. Вишенков, А.В. Минаев
(Московский государственный технологический университет "Станкин")

Бесштамповые методы формообразования пространственных листовых деталей пластическим деформированием

Рассмотрены различные виды бесштамповых методов формообразования листовых деталей типа оболочек. Показана перспективность теплодеформационных методов обработки в условиях мелкосерийного производства.

Ключевые слова: листовая штамповка; методы бесштампового формообразования; лазерная гибка; лазерное формообразование; дробеструйная обработка.

Different kinds of die-less sheet forming methods of convex hulls are considered. It is shown the prospect of line heating method and laser forming for low-volume production.

Keywords: sheet forming; die-less forming methods; laser bending; laser forming; shot peen forming.

Объединение технологий на базе различных физических эффектов и традиционных методов металлообработки, в том числе листового металла, является одним из перспективных направлений современного цифрового производства [1, 2].

Основным способом изготовления листовых деталей остается листовая штамповка. Однако в рыночных условиях производство все чаще приобретает мелкосерийный характер, что ведет к удорожанию штамповой оснастки [3].

Для сокращения затрат применяют универсальные и упрощенные штампы, поэлементную штамповку, штамповку на молотах. Стоимость оснастки также сокращается при отсутствии одной из жестких частей рабочего инструмента в случаях обработки с использованием эластомеров, жидкости, высоких энергий (штамповки взрывом, электрогидравлической, магнитно-импульсной).

Тем не менее, перечисленные выше методы требуют изготовления оснастки, затраты на которую резко возрастают с уменьшением программы выпуска изделий, особенно крупногабаритных, что характерно, например, для авиакосмической отрасли и судостроения. Поэтому большой практический интерес представляют методы обработки листового металла (и соответствующее оборудование), использующие максимально простой и универсальный деформирующий инструмент или не требующие его наличия. За рубежом такие методы получили общее название "Die-less forming methods", т.е. методы бесштампового формообразования.

Широкие возможности в указанном отношении представляет листообрабатывающее кузнечно-прессовое оборудование, оснащенное ЧПУ: координатно-пробивные, листогибочные и растяжно-обтяжные прессы, валковые листогибочные машины, давильно-раскатные станки для ротационной вытяжки и др. При этом геометрия изделий частично определяется запрограммированными перемещениями инструмента (валков, пуансонов, матриц, роликов и т.п.), а не только геометрией самой оснастки (рис. 1, *а—в*). Наиболее сложной технической проблемой является получение пространственных деталей произвольной несимметричной формы типа оболочек двойной кривизны. Для ее решения применяют, например, прессовое оборудование с дискретным настраиваемым инструментом ("Multi-point forming") (рис. 1, *г*) [4].

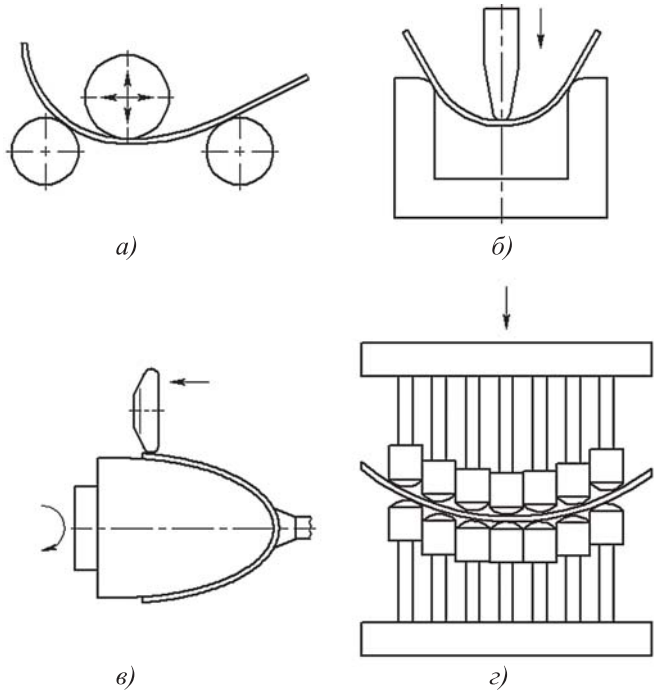


Рис. 1. Формообразование на листообрабатывающем оборудовании с ЧПУ:

а — гибка оболочек одинарной кривизны на трехвалковой машине; *б* — свободная ("воздушная") гибка на гибочном прессе; *в* — ротационная вытяжка осесимметричных деталей; *г* — формообразование оболочек произвольной кривизны ("multi-point forming")

Альтернативой или дополнением к традиционным способам обработки давлением служат теплодеформационные методы формообразования и правки листовых деталей. Это группа бесконтактных методов обработки пластическим деформированием, обусловленным управляемым локальным нагревом материала. При этом источник нагрева может быть газопламенным, лазерным или плазменным, возможны и другие варианты. Необходимые деформации вызываются неравномерным нагревом, не требуя внешнего силового воздействия на заготовку.

Правку нагревом, называемую также тепловой или термической правкой, в простейшем виде можно использовать даже при выполнении кузовных работ в авторемонтных мастерских. Газопламенный нагрев с помощью горелок обычно применяют для тепловой правки крупных сложнопрофильных листовых деталей и сварных конструкций в судокорпусостроении, причем объем таких работ очень велик. Схожие проблемы решают локальным нагревом на вагоностроительных заводах при изготовлении корпусов вагонов. Правку нагревом давно используют на промышленных предприятиях стран СНГ. Например, в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработано программное обеспечение для автоматизации тепловой правки судостроительных панелей с дефектами в виде бухтин, т. е. прогибов отдельных участков.

На судостроительных верфях Японии и Южной Кореи локальный нагрев применяют не только для правки, но и для формообразования деталей из плоских листовых заготовок. Теоретические исследования возможностей данного метода (называемого в зарубежной литературе "Line heating") начались еще в конце 1950-х гг.

С развитием лазерной техники, приблизительно в середине 1980-х гг., за рубежом были предприняты первые попытки применения лазеров для формообразования и правки пространственных листовых деталей. Применительно к формообразованию метод получил название "Laser forming" (*лазерное формообразование* (ЛФ)) или, как частный 2D-случай, "Laser bending" (лазерная гибка) (рис. 2).

Применение лазерной техники позволяет проводить нагрев точнее в сравнении с газопламенным способом. Лазерное формообразование — перспективный, гибкий и энергосберегающий метод обработки. Оснастка для этого метода нужна только для закрепления заготовок. ЛФ применимо также для быстрого прототипирования ("Rapid prototyping") наряду с такими быстроразвивающимися в настоящее время технологиями, как селективное лазерное спекание [5]. Лазерное формообразование позволяет получать продукцию из труд-

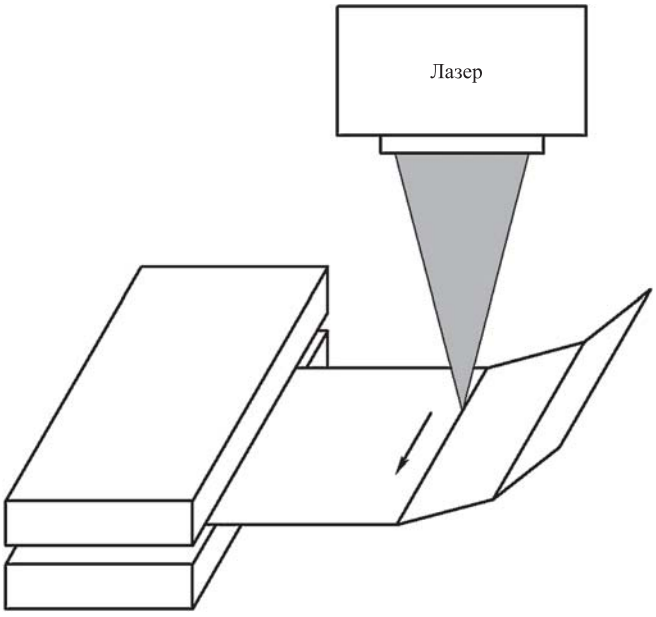


Рис. 2. Схема лазерной гибки

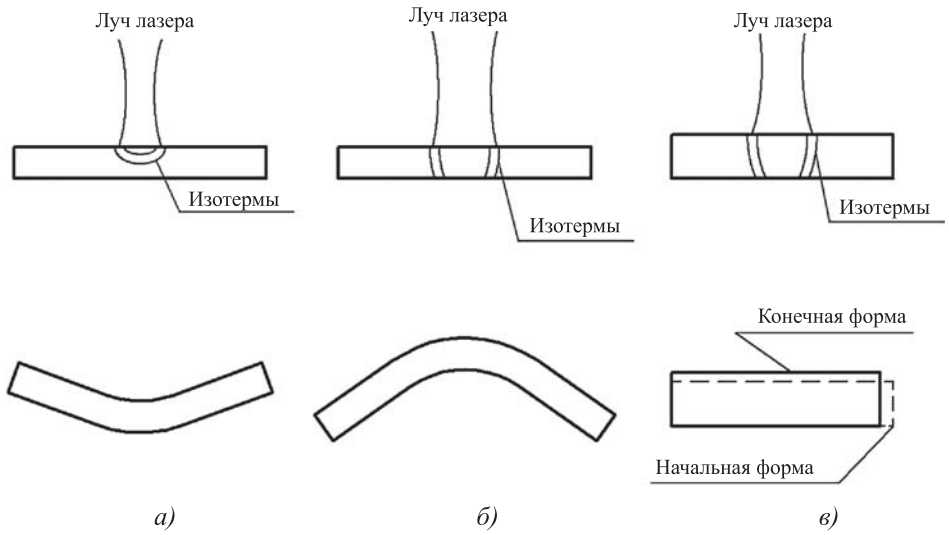


Рис. 3. Механизмы лазерного формообразования:
а — градиент температур; *б* — выпучивание (коробление); *в* — осадка (укорочение)

нообрабатываемых материалов значительной толщины, в том числе, и для судостроения [6].

К недостаткам ЛФ относятся низкая производительность, а также то, что нагрев и последующее охлаждение могут вызвать как желательные, так и нежелательные изменения свойств и структуры обрабатываемого материала, сопровождаемые появлением различных дефектов и концентраторов напряжений. Исследования возможностей лазерного формообразования активно проводят в университетах г. Бремена (Германия), г. Ливерпуля (Великобритания), в Колумбийском университете (США). При этом исследователи выделяют несколько механизмов, вызывающих изменения формы листовых заготовок при локальном нагреве лазером: "Temperature Gradient Mechanism" (TGM) ("Механизм градиента температур"), "The Buckling Mechanism" (BM) ("Механизм выпучивания"), "The Upsetting Mechanism" (UM) ("Механизм осадки (укорочения)").

Механизм градиента температур (рис. 3, *а*) требует наличия высокого температурного градиента по толщине обрабатываемого материала. Как правило, для его активации нужно, чтобы диаметр луча лазера был меньше или равен толщине листа. При этом пластические деформации возникают со стороны лазера, и изгиб происходит в направлении источника.

Требуемая поперечная скорость перемещения луча лазера вдоль линии гиба зависит от теплофизических свойств материала и мощности лазера. Чем выше теплопроводность и мощность, тем выше должна быть скорость. Конечное значение угла гибки зависит от поглощенной энергии, геометрии детали и свойств материала. Один проход обычно вызывает изгиб на угол от 0,1 до 3°.

Механизм выпучивания (рис. 3, *б*) — это механизм управляемого коробления для части заготовки. Он проявляется, если отношение диаметра луча лазера к толщине материала велико, а поперечная скорость перемещения луча мала, что обеспечивает низкий градиент температур. При механизме выпучивания получают углы гиба от 1 до 15°.

Механизм осадки (рис. 3, *в*) возникает при малом перепаде температур и нагреве относительно толстых заготовок (не теряющих устойчивости).

Лазерная гибка вызывает некоторое утолщение заготовки в местах гиба в отличие от традиционной гибки в штампах, а также сопровождается меньшим упругим пружинением.

Несмотря на успехи, достигнутые в странах СНГ в области технологий лазерной обработки металлов (размерной резки, перфорации, сварки и т.д.), информация о ЛФ (а не тепловой правке) листовых деталей в научных публикациях на русском языке почти отсутствует.

Исключением являются исследования по данной тематике, проводившиеся в последние годы в Национальном техническом университете Украины ("Киевский политехнический институт") на кафедре лазерной техники и физико-технических процессов. В частности, исследованы возможности формообразования при одновременном двухстороннем нагреве металла, а также получение осесимметричных деталей. Последнее требует особого подхода, так как при традиционной вытяжке в штампе обеспечивается осесимметричное нагружение заготовки, а при локальном нагреве (с небольшой скоростью в окружном направлении) осевая симметрия исчезает. В отсутствие деталей, ограничивающих форму деформируемой заготовки (матрицы, пуансона, прижима), она теряет устойчивость.

Для теоретического анализа процессов теплодеформационного формообразования предложено большое количество расчетных моделей (аналитических и численных), среди прочего учитывающих возможную переменную толщину обрабатываемого материала, исходную анизотропию его свойств, результаты принуди-

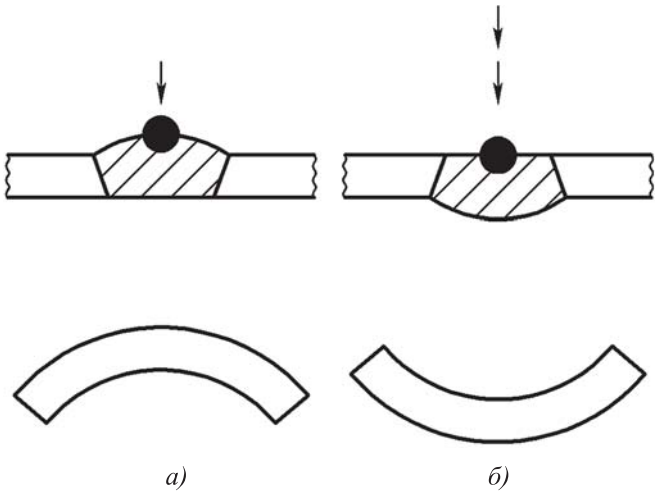


Рис. 4. Формообразование дробеструйной обработкой

тельного охлаждения после нагрева и т.п. Однако реальные процессы чрезвычайно сложны.

Современные программные комплексы типа ANSYS или ABAQUS позволяют более или менее точно моделировать эти процессы, но на практике обычно приходится решать "обратные" задачи (аналогично задачам, решаемым при проектировании технологических процессов многопереходной вытяжки в листовой штамповке), т.е. требуется определять форму листовых заготовок, порядок и режимы их нагрева для получения деталей типа оболочек с заданной геометрией и свойствами, а также возможность их получения. Существуют различные стратегии обработки, но данный вопрос все еще остается открытым в плане достижения требуемой точности размеров и формы получаемых деталей.

Еще одним бесштамповым методом формообразования пространственных листовых деталей является дробеструйная обработка. Как показала практика, ее можно применять, например, не только для правки и поверхностного упрочнения деталей, но и для их изгиба [7—9]. Это возможно и для придания кривизны плоским заготовкам.

На рис. 4 заштрихованы зоны, в которых возникают пластические деформации. В зависимости от скорости дроби, участок заготовки деформируется в одну или другую сторону. Несмотря на ограничения по толщине материала, метод применим в авиационной и автомобильной промышленности [10].

Можно предположить, что в условиях мелкосерийного и опытного производства для бесштампового формообразования деталей могут найти применение видоизмененные аналоги и некоторых других динамических методов поверхностного пластического деформирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьев С.Н., Кутин А.А., Долгов В.А.** Принципы построения цифровых производств в машиностроении // Вестник МГТУ "Станкин". 2014. № 4 (31). С. 10—15.
2. **Григорьев С.Н.** Тенденции и проблемы модернизации машиностроительного производства на базе отечественного станкостроения // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 3 (11). С. 7—13.
3. **Мальцева О.С.** Моделирование организационно-технологических структур цехов и участков листовой штамповки // Вестник МГТУ "Станкин". 2013. № 2 (25). С. 96—98.
4. **Chunguo Liu, Mingzhe Li, Wenzhi Fu.** Principles and apparatus of multi-point forming for sheet metal // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2008. 35. P. 1227—1233.
5. **Назаров А.П.** Перспективы быстрого прототипирования методом селективного лазерного спекания/плавления // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 4 (16). С. 46—54.
6. **Горбач В.Д., Соколов О.Г., Левшаков В.М.** и др. Опыт использования лазерных технологий в судостроении // Судостроение. 2000. № 1. С. 49—53.
7. **Кропоткина Е.Ю.** Управление качеством нежестких деталей методами поверхностного пластического деформирования // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 2 (14). С. 25—28.
8. **Кропоткина Е.Ю.** Управление малыми деформациями нежестких деталей различными методами поверхностного пластического деформирования // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 3 (15). С. 52—57.
9. **Григорьев С.Н., Кропоткина Е.Ю.** Выбор оптимального способа поверхностного пластического деформирования // Вестник МГТУ "Станкин". 2012. № 2 (20). С. 144—147.
10. **Mustafa Kemal Kulekci, Ugur Esme.** Critical analysis of processes and apparatus for industrial surface peening technologies // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014. 74. P. 1551—1565.

Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук,
mt-6@yandex.ru;
Михаил Александрович Вишенков, канд. техн. наук;
Александр Витальевич Минаев

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство 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 09.09.2015. Подписано в печать 03.11.2015. 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.