ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 4 апрель 2017

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Гущин В.Н., Ульянов В.А., Курилина Т.Д. Выбор параметров центробежного литья прокатных валков 147
Овчинников В.В., Дриц А.М., Гуреева М.А. Механические свойства сварных соединений из современных алюминиевых деформируемых сплавов 154

Кузнечно-штамповочное производство

Галкин В.В., Дербенев А.А., Кошелев О.С., Терещенко Е.Г. Исследование развития рекристаллизации стали 12Х18Н10Т в условиях многопереходной горячей пластической обработки 166
Филиппова М.В., Перетятько В.Н., Прудкий Е.Е., Бахаев А.В. Полугорячая штамповка шестерни 171
Григоренко Г.Д., Евсюков С.А. Влияние параметров печати на прочность деталей штампов, изготовленных методом послойного наплавления полимера 177

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. Аналитические зависимости для расчета прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля 182

Материаловедение и новые материалы

Логинов Ю.Н., Овчинников А.С. Влияние присутствия второй фазы на свойства двойных латуней 187

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

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

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

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 4 April 2017

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Gushchin V.N., Ul'yanov V.A., Kurilina T.D. Choice of parameters of rolls centrifugal casting 147
Ovchinnikov V.V., Drits A.M., Gureeva A.M. Mechanical properties of welded joints from modern aluminium wrought alloys 154

Forging and Stamping Production

Galkin V.V., Derbenev A.A., Koshelev O.S., Tereshchenko E.G. Study of development of recrystallization of steel 12Kh18N10T at multistage hot plastic processing 166
Filippova M.V., Peretyat'ko V.N., Prudky E.E., Bakhaev A.V. Warm forging of gear 171
Grigorenko G.D., Evsyukov S.A. Effect of print settings on strength of dies parts produced by fused deposition modeling of polymer 177

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N. Analytical dependences for calculating of axial stress gain on action of back tension at drawing of round solid profile 182

Physical Metallurgy and New Materials

Loginov Yu.N., Ovchinnikov A.S. Influence of second phase presence on properties of two-component brasses 187

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

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

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

УДК 621.745

В.Н. Гущин, В.А. Ульянов, Т.Д. Курилина
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Выбор параметров центробежного литья прокатных валков

Рассмотрены критерии выбора и методы определения скорости заливки при центробежном изготовлении чугунных прокатных валков. Исследована технология суспензирования заливаемого расплава и ее влияние на механические свойства литых заготовок. Приведены результаты математического и физического моделирования процессов заполнения формы и затвердевания расплава.

Ключевые слова: модифицированный чугун; центробежное литье; скорость заливки; частота вращения; инокуляторы.

Selection criteria and methods for determining of filling speed at centrifugal production of cast iron mill rolls are considered. Suspending poured melt technology and its influence on the mechanical properties of cast billets is studied. The results of mathematical and physical modeling of mould filling and solidification of the melt are presented.

Keywords: modified iron; centrifugal casting; casting speed; frequency of rotation; inoculators.

Повышенные требования к износо- и термостойкости рабочего слоя валков, применяемых в различных областях заготовительного производства, приводят к необходимости дальнейшего совершенствования технологии их литья и разработки оборудования для ее осуществления.

Центробежные заготовки отличаются повышенными механическими свойствами литого металла. При этом значительные технико-экономические преимущества центробежного литья достигаются вследствие экономии металла, энергоносителей и сокращения продолжительности производственного цикла.

Исследовали прокатные валки с черновой массой 9,3 т из высокохромистого чугуна ЛПХ17НМд-71ВХ (Ц) (рис. 1).

Анализ современного состояния технологических способов изготовления литых прокатных валков различными предприятиями показал [1—5], что:

- в качестве исходных материалов для изготовления центробежнолитых валков используют высоколегированный чугун и высокохромистую сталь;
- широко практикуют изготовление двухслойных прокатных валков;
- в качестве оборудования для изготовления валков часто применяют центробежные машины горизонтального, вертикального и наклонного типов.

Для повышения износо- и теплостойкости прокатных валков применяют:

- совершенствование марочного состава;
- вакуумирование, литье в защитной атмосфере с электромагнитным перемешиванием;

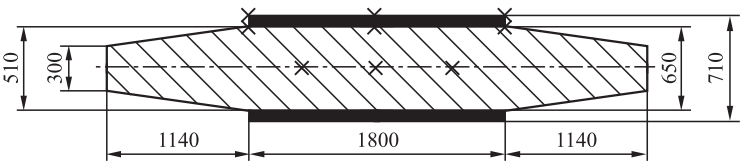


Рис. 1. Типовые размеры валка и расположение термопар на физической модели

- армирующие поверхностный слой вставки и макрохолодильники;
- микрохолодильники в виде порошков карбидов или того же состава, что и отливка;
- флюсы, шлаки, позволяющие уменьшить образование плён, сократить брак и уменьшить припуски;
- защитные покрытия металлических форм и их охлаждение.

Однако согласно полученным экспериментальным данным применение тех или иных описанных выше конструктивных или технологических мер в отдельности друг от друга не решают основных проблем, хотя и способствуют улучшению макроструктуры, повышению физико-химической однородности, предотвращению образования ряда литейных дефектов [6, 7].

Проведенные на физических моделях исследования позволили усовершенствовать существующую технологию изготовления прокатных валков с помощью оптимизации выбора параметров: частоты вращения, угла наклона металлической формы, режимов и методов нанесения теплоизоляционных покрытий, заливки расплава и введения дисперсных инокуляторов.

Определение условий заливки. Частоту вращения и угол наклона металлической формы оптимизировали, исходя из условия минимальности разнотолщинности слоев теплоизоляционной засыпки и слоев отливки при минимальности энергозатрат.

Определение частоты вращения формы является одним из основных вопросов при разработке технологии литья и конструировании центробежных машин. Чрезмерное увеличение частоты вращения нежелательно из-за возможности образования в отливках продольных трещин на наружной поверхности и повышенной ликвации элементов сплава.

Частота вращения формы при центробежном литье — один из основных технологических параметров, определяющих качество отливки. От частоты вращения формы зависят плотность отливки, ее механическая прочность, однородность состава по радиальному сечению, степень удаления шлаковых включений от наружной поверхности отливки к внутренней и правильность формы свободной поверхности отливки.

При технологической разработке процесса выбирают не максимальную, а минимальную частоту вращения, которая обеспечивает требуемое качество отливок. Нижний предел частоты вращения при литье полых заготовок с горизонтальной осью вращения определяется следующим условием: заливаемый металл во время первого оборота вокруг оси должен получить ускорение, превышающее g. Невыполнение этого условия приводит к "дождеванию" металла при заливке в форму. Наиболее известным способом расчета частоты вращения формы является расчет по коэффициенту гравитации.

Коэффициент гравитации K зависит от вида формы и заливаемого сплава. Для металлической формы $K = 80$, а искомая частота вращения формы в секунду составит

$$n = 0,705\sqrt{K/D}, \qquad (1)$$

где D — диаметр формы, м.

Температура нагрева изложницы перед заливкой металлом, футеровка изложницы и способ заливки металла в форму оказывают влияние на формирование центробежных отливок и их качество. Предварительный подогрев изложницы снижает тепловой удар при заливке металла, способствует лучшему распределению металла по диаметру и длине, повышению качества наружной поверхности отливок и снижению брака по отбелу при литье чугуна.

Огнеупорное покрытие [5] уменьшает скорость и степень нагрева изложниц при их заливке металлом, а также снижает скорость охлаждения отливок, что предотвращает образование трещин при литье стали и отбела при литье чугуна.

Для форм наиболее распространены огнеупорные покрытия из сыпучих материалов (обычно из сухого кварцевого песка). Благодаря большой частоте вращения изложницы такое покрытие наносится ровным слоем на ее стенку, удерживается на ней и не размывается струей горячего металла. Но значительный пригар песка и формирование некачественной наружной поверхности отливок обусловливают необходимость разработки более технологичных огнеупорных покрытий.

Разнотолщинность теплоизоляционной засыпки ограничивали по длине бочки 0,5...1,0 мм

при толщине слоя для валка 5 мм. Теоретически значение разнотолщинности определяли по положению свободной поверхности каждого слоя отливки, которое описывается уравнением Эйлера. В этих условиях наиболее рациональны следующие параметры разливки:

- нанесение теплоизоляционной засыпки с самотвердеющими связующими при горизонтальном положении формы и минимальной частоте вращения валка 680 об/мин;
- для внешнего слоя отливки: угол наклона 0°; частота вращения не ниже 460 об/мин; скорость разливки 25 кг/с; перегрев чугуна до 100 °С;
- для сердцевины отливки: угол наклона не менее 60° к горизонту; частота вращения не выше 360 об/мин; скорость разливки 50 кг/с; перегрев чугуна не выше 50 °С.

Верхний предел перегревов связан со свариваемостью внешнего слоя и сердцевины отливки. Как показали промышленные эксперименты, для хорошей свариваемости слоев не следует осуществлять разливку второго слоя при температурах внутренней поверхности первого слоя ниже ликвидуса более чем на 50...100 °С.

В длинных формах кинетической энергии струи заливаемого металла недостаточно для его равномерного растекания вдоль формы, поэтому ось вращения таких форм делают наклонной либо перемещают заливочный желоб вдоль формы во время заливки расплава, либо передвигают форму вдоль неподвижного желоба.

Скорость разливки металла влияет на качество наружной поверхности отливки и заполнение формы и зависит от критической частоты вращения формы. Подачу металла в начале заливки рекомендуется ускорить, чтобы металл быстрее распределился по всей поверхности формы. В этом случае неслитины и спаи на поверхности отливки не образуются.

При разработке технологического процесса центробежного литья необходимо учитывать плотности первично выпадающих фаз в интервале кристаллизации и остающегося маточного раствора. В тех случаях, когда плотность первично выпадающей фазы меньше плотности жидкости, необходимо обеспечить минимальные скорость литья, температуру металла и формы для обеспечения направленной кристаллизации.

Для устранения дефектов, связанных с повышенной окисленностью мениска внешнего слоя, скоростью вхождения струи, отрабатывали технологию челночной подачи по длине бочки расплава, подачи расплава через безнапорный стакан в две или более струй (рис. 2). В обоих случаях заливку первых слоев проводили в защитной атмосфере, что позволило практически избавиться от брака по плёнам.

Суспензионная разливка. В целях дальнейшего увеличения стойкости поверхностного слоя, снижения расхода металла и повышения выхода годного, в том числе за счет снижения припусков на механическую обработку, на физической модели опробовали два варианта технологии суспензирования заливаемого расплава:

1) ввод дисперсных инокуляторов на наклонный заливочный желоб (см. рис. 2, *а*);

2) путем вдувания аргоном дисперсных инокуляторов (микрохолодильников) через боковые фурмы в струи безнапорного стакана (см. рис. 2, *б*).

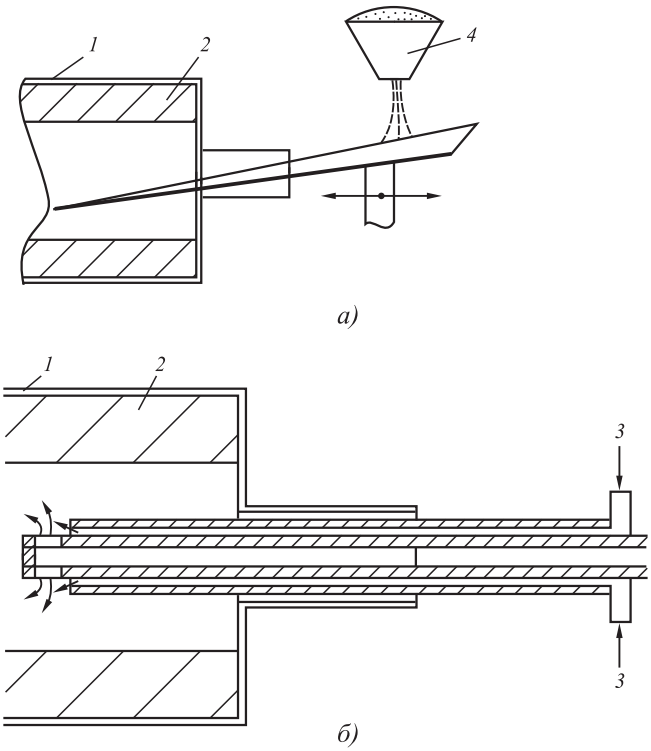


Рис. 2. Способы подачи суспенизированного расплава:

а — лотком; *б* — безнапорным стаканом с вдуванием инокулятора в боковые струи; *1* — форма; *2* — отливка; *3* — подача инокулятора с аргоном; *4* — ковш

Исследования проводили на математических и физических моделях [8, 9] с проверкой в промышленных условиях на валках 1,5 т. Данные о скоростных и температурных полях, полученные на физических моделях, позволили вычислить массу инокуляторов и время ее расплавления.

Для максимального воздействия дисперсных инокуляторов (микрохолодильников) на повышение механических свойств литого металла, как показала практика, важно, чтобы расплавление частицы — холодильника происходило до момента, когда средняя температура затвердевающих отливок достигает температуры начала затвердевания. В большинстве случаев граница раздела при неполном расплавлении частицы между микрохолодильником и матрицей расплава является нежелательным фактором.

Количество дисперсных инокуляторов для указанных выше условий можно определить из уравнения

$$m_и/M = C_ж\left(t_{\Delta\tau} - t_л\right)/\left[C'_{тв}\left(t'_с - t'_н\right) + \right.$$
$$\left. + Q_о\left(C'_{тв} + C'_ж\right)\left(t'_л - t'_с\right)/2\right], \qquad (2)$$

где $m_и$, M — массы вводимого инокулятора и обрабатываемого жидкого металла соответственно; $C'_ж$ $C_ж$ и $C'_{тв}$ — теплоемкости жидкого металла и инокулятора в расплавленном и твердом состоянии; $t_л$, t_c, $t_н$, $t_{\Delta\tau}$ — температуры ликвидуса, солидуса, начальная температура инокулятора и средняя температура расплава через время плавления частицы $\tau_{пл}$ при отсутствии микрохолодильников; $Q_о$ — скрытая теплота плавления инокулятора.

Температуру $t_{\Delta\tau}$ вычисляли по формуле

$$t_{\Delta\tau} = t_з - \alpha_{пр}\left(t_з - t_о\right)\tau_{пл}/R\rho_ж C_ж, \qquad (3)$$

где $t_з$ — температура заливки жидкого металла; $t_о$ — температура охлаждающей среды; $\rho_ж$ — плотность расплава; R — отношение объема отливаемого слоя к его охлаждаемой поверхности; $\alpha_{пр} = \left(\frac{1}{\alpha_ж} + \frac{\delta_с}{\lambda_с} + \frac{1}{\alpha_п}\right)^{-1}$ — приведенный коэффициент теплопередачи от расплава к охлаждающей среде (данные взяты из физического моделирования) [8]; $1/\alpha_ж$, $\delta_с/\lambda_с$, $1/\alpha_п$ — термические сопротивления между расплавом и внутренней поверхностью формы, внутри стенки формы и на границе форма—охлаждающая среда.

Время плавления частицы инокулятора получим из уравнения

$$\tau_{пл} = r\rho'_{тв}\left[2,3C'_{тв}\lg\left(t_з - t_н\right)/\left(t_з - t_с\right) + \right.$$
$$\left. + 2Q_о/\left(t_з - t_с\right)\right]/\alpha_ж, \qquad (4)$$

где r — радиус частицы инокулятора; $\rho'_{тв}$ — плотность частицы в твердом состоянии; $\alpha_ж$ — эффективный коэффициент теплоотдачи от расплава к частице.

Величину $\alpha_ж$ для случая передачи теплоты от жидкого металла к поверхности микрохолодильника можно определить по формуле [9]

$$\alpha_ж = 0,135\lambda_ж\sqrt[3]{\beta_с g\Delta t/\nu_ж a_ж}, \qquad (5)$$

где $\lambda_ж$, $\nu_ж$, $a_ж$, β — коэффициенты теплопроводности, кинематической вязкости, температуропроводности и объемного расширения металла; $\Delta t = 0,5\left(t_з - t_л\right)$ — 1/2 величины перегрева расплава.

Теплофизические свойства твердых и жидких сталей взяты из справочников. Результаты некоторых расчетов приведены в табл. 1.

Приведенная расчетная методика, как и большинство других [4, 6], не учитывает при расчетах неравномерность распределения в объеме жидкого металла частиц инокулятора, спекания их при вводе, а также тепловые потери при разливке и прогреве формы.

Результаты исследований на физических моделях с коррекцией на промышленный эксперимент свидетельствуют, что ввод дисперсного инокулятора (экзогенных добавок) в наружные слои в количестве 2,5...3,0 % при использовании теплоизолирующих покрытий толщиной 3...5 мм оказывает благоприятное влияние на теплофизические параметры формирования бандажа и валка и их макроструктуру.

На основании полученных данных рекомендуется применять способ ввода дисперсных инокуляторов (экзогенных добавок), например, инертным газом в боковые струи безнапорного стакана через охлаждаемые фурмы, что позволяет:

- стабилизировать процесс разливки и подачи инокулятора;
- повысить полноту усвоения вводимого порошка;
- создать в зоне разливки безокислительную атмосферу;

1. Результаты расчета времени плавления и количества вводимого инокулятора в чугунный валок

Температура заливки $t_з$, °С	Радиус частицы инокулятора r, мм	Эффективный коэффициент теплоотдачи $\alpha_ж$, Вт/(м^2·К)	Время плавления частицы инокулятора $\tau_{пл}$, с	Средняя температура расплава $t_{\Delta т}$, °С	Количество вводимого инокулятора m, %
1250	0,15	8850	0,63	1247	1,5
	0,30		1,25	1245	
	0,50		2,08	1242	
	1,00		4,15	1234	
1300	0,15	11 150	0,33	1298	3,0
	0,30		0,66	1297	
	0,50		1,09	1295	
	1,00		2,18	1291	
1500	0,150	12 760	0,23	1349	4,5
	0,30		0,45	1348	
	0,50		0,76	1347	
	1,00		1,52	1344	

- получить более мелкодисперсную с минимально развитой зоной столбчатых кристаллов структуру разливаемого слоя.

Большая равномерность распределения и полнота усвоения дисперсного инокулятора достигается в результате:

- челночной подачи расплава и инокулятора по длине бочки;
- засыпки и горизонтальной разливке внешнего слоя или наклонной (60°) разливке сердцевины валков при частоте вращения, не превышающей технологически минимальных значений 460...680 и 250...360 об/мин соответственно;
- ввода дисперсных инокуляторов с размером фракций не более 0,3...0,6 мм;
- подачи инокулятора к мениску настильными струями в сторону вращения с минимально возможными скоростями входа последних в слой вращающегося расплава;
- отказа от ввода тугоплавких соединений с плотностью, превышающей плотность заливаемого расплава;
- отказа от ввода дисперсных инокуляторов с последними порциями расплава;
- перехода от экзогенного к эндогенному литью при приготовлении суспензии в промежуточном устройстве.

На рис. 3 приведены результаты исследований на физической модели со сравнением с имеющимися данными промышленных экспериментов по влиянию количества вводимого инокулятора на время затвердевания первых слоев валка, а также кинетики затвердевания по центру бочек валка.

Ввод 3 % инокулятора при разливке валка приводит к следующему:

- ликвидации сплошной транскристализации первого слоя;
- снижению времени затвердевания первого слоя на 25...27 %;

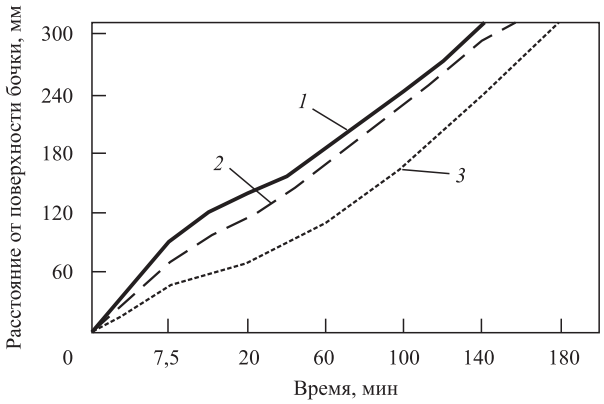


Рис. 3. Кинетика нарастания корки по центру бочек валка:
1 — 3 % инокулятора и покрытие толщиной 5 мм; *2* — без инокулятора и покрытия; *3* — без инокулятора с покрытием толщиной 5 мм

2. Влияние параметров разливки на размеры зоны равноосных кристаллов в наружном слое бочки валка

Количество дисперсных инокуляторов[1], %	Ширина зоны равноосных кристаллов, %	Толщина теплоизолирующей засыпки[2], мм	Ширина зоны равноосных кристаллов, %	Частота вращения формы[3], об/мин	Ширина зоны равноосных кристаллов, %	Интенсивность охлаждения формы[4], Вт/(м^2·К)	Ширина зоны равноосных кристаллов, %
0	20	0	0	200	51	100	100
0,5	30	1	5	300	70	150	100
1,0	44	2	9	400	82	200	100
2,0	62	3	14	500	100	250	95
3,2	85	4	18	600	100	300	88
5,5	100	5	20	700	100	350	79

[1] Толщина засыпки 5 мм, частота вращения 500 об/мин, интенсивность охлаждения 200 Вт/(м^2·К).
[2] Без дисперсных инокуляторов, частота вращения 500 об/мин, интенсивность охлаждения 200 Вт/(м^2·К).
[3] Толщина засыпки 5 мм, интенсивность охлаждения 200 Вт/(м^2·К), 3 % дисперсных инокуляторов.
[4] Толщина засыпки 5 мм, частота вращения 500 об/мин, 3 % дисперсных инокуляторов.

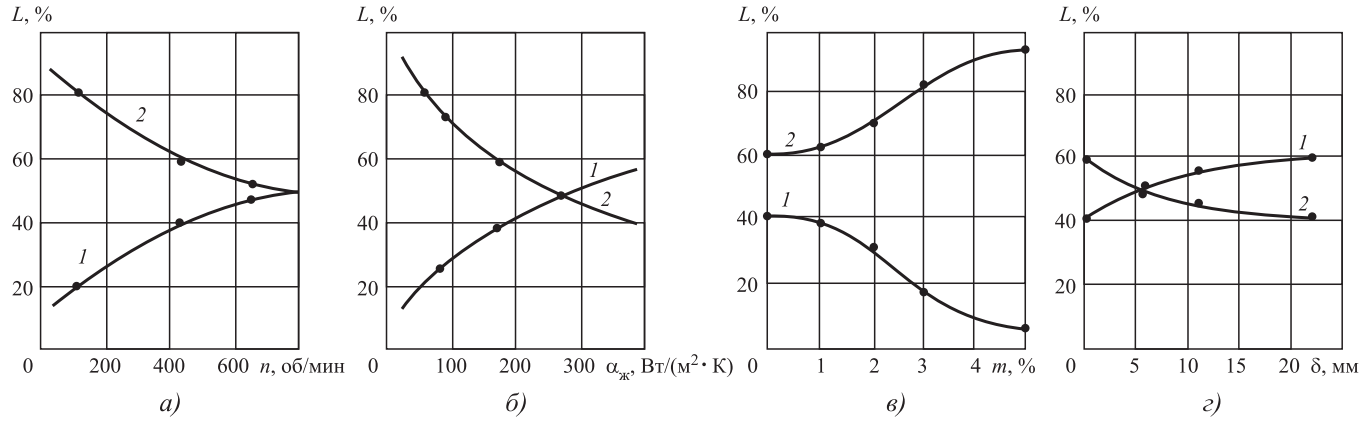


Рис. 4. Влияние частоты вращения формы (*а*), интенсивности ее охлаждения (*б*), количества вводимого инокулятора (*в*) и толщины теплоизолирующего покрытия (*г*) на размеры структурных зон:
1 — столбчатые кристаллы; *2* — равноосные кристаллы

- повышению предела прочности и ударной вязкости наружного слоя бочки валка на 10...15 %.

В табл. 2 приведены результаты исследования на физических моделях влияния ряда параметров разливки на ширину зоны равноосных кристаллов при толщине 30 мм наружного слоя бочки валка.

Влияние технологических параметров центробежной отливки на развитие структурных зон L (столбчатых и равноосных кристаллов) от толщины наружного слоя представлено на рис. 4. Условия проведения исследования соответствуют предложенным в табл. 2.

Заключение. Анализ современного вальцелитейного производства и соответствующей научной литературы выявил, что исследования по разработке теоретических и практических основ получения литых прокатных валков из чугуна необходимы для каждого конкретного типоразмера, химического состава и способа изготовления.

Разработаны и опробованы параметры центробежной разливки чугунных прокатных валков. Модифицирование поверхностных слоев отливаемых валков дисперсными инокуляторами способствовало повышению механических свойств.

Дальнейшему увеличению прочностных свойств этих валков и соответственно их стойкости способствует искусственное старение отливок в определенном режиме термической обработки.

Для валков из модифицированных чугунов нагрев необходимо осуществлять со скоростью 25...30 °С/ч до 550...600 °С, выдержку — в течение 5...7 ч в зависимости от размеров бочек валков, после чего следует охладить отливку со скоростью 30...40 °С/ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мирзоян Г.С.** Центробежное литье в промышленности России // Литейное производство. 2007. № 1. С. 2—8.
2. **Скобло Т.С., Воронцов Н.М., Рудюк С.И.** Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1994. 336 с.
3. **Производство** центробежных листопрокатных валков на ОАО "Кушвинский завод прокатных валков" / Р.Х. Гамалетдинов и др. // Литейное производство. 2007. № 1. С. 9—10.
4. **Тиняков В.Г.** Получение двухслойных прокатных валков центробежным литьем // Литейное производство. 2007. № 1. С. 23—24.
5. **Семенов П.В**. Теплоизоляционные покрытия изложницы при центробежном литье // Литейное производство. 2007. № 1. С. 26—27.
6. **Будагьянц Н.А., Жижкина Н.А.** Влияние технологических параметров на качество литых заготовок двухслойных высокохромистых валков // Тяжелое машиностроение. 2001. № 1. С. 28—31.
7. **Особенности** структуры перспективных материалов для валков горячей прокатки / В.В. Пашинский и др.// Сталь. 2003. № 5. С. 73—75.
8. **Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А.** Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков. М.: Металлургия, 1991. 216 с.
9. **Ульянов В.А., Сивков В.Л., Гущин В.Н.** Физическое моделирование в области системного анализа металлургических объектов. Нижний Новгород: НГТУ, 2014. 316 с.

Вячеслав Николаевич Гущин, д-р техн. наук;
Владимир Андреевич Ульянов, д-р техн. наук;
Татьяна Дмитриевна Курилина,
mto@nntu.ru

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

ISBN 978-5-9908302-9-5

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.791.02

В.В. Овчинников, А.М. Дриц*, М.А. Гуреева
(Московский политехнический университет,
**ООО "Арконик Самарский металлургический завод")*

Механические свойства сварных соединений из современных алюминиевых деформируемых сплавов

Приведены результаты исследований механических свойств современных алюминиевых деформируемых сплавов, выполненных методами дуговой сварки плавлением в инертном газе и сваркой трением с перемешиванием. Показано, что химический состав свариваемых сплавов является главным фактором, определяющим весь комплекс прочностных и пластических свойств сварных соединений из всех исследуемых алюминиевых сплавов. Поэтому необходим тщательный выбор марки сплава для сварных конструкций в зависимости от ее категории ответственности и условий эксплуатации. При эксплуатации конструкций при температурах 150 °С и особенно выше 250 °С наиболее высокие прочностные свойства сварных соединений достигаются при применении сплава 1151.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; деформируемые сплавы; сварка плавлением; аргонодуговая сварка; сварка трением с перемешиванием; присадочная проволока; механические свойства; прочность; угол изгиба; ударная вязкость.

The results of researches of mechanical properties of modern aluminum wrought alloys performed by methods of fusion arc welding in inert gas and stir friction welding are presented. It is shown that the chemical composition of alloys is crucial determinant of the entire range of strength and plastic properties of welded joints of all alloys. Therefore, careful choice of alloy for welded constructions depending on the category of responsibility and conditions of operation. When operating designs at temperatures of 150 °C and especially above 250 °C the highest mechanical properties of welded joints are achieved using alloy 1151.

Keywords: aluminum alloys; wrought alloys; fusion welding; argon arc welding; stir friction welding; filler wires; mechanical properties; durability; bend angle; toughness.

В последние годы при изготовлении сварных силовых конструкций широкое применение находят традиционные и новые алюминиевые деформируемые сплавы. Примером таких конструкций являются топливные баки и трубопроводы ракет, кабины экипажа, керосиновые баки самолетов, корпуса, трубопроводы и надстройки морских и речных судов, а в перспективе — сварные баки для сжиженного газа с системами трубопроводов. Ко всем этим конструкциям предъявляют жесткие требования по герметичности, статической и циклической прочности.

Долгое время основными свариваемыми конструкционными сплавами на основе алюминия были АМг2, АМг3, АМг5, АМг6, АМг61 с пределом прочности 180...340 МПа и пределом текучести 170 МПа. Такие невысокие прочностные свойства затрудняли внедрение алюминиевых сплавов в силовых конструкциях.

В результате комплексных исследований, проведенных ФГУП "ВИАМ", ФГУП ЦНИИКМ "Прометей", ООО "Алкоа—СМЗ" и другими предприятиями, созданы гаммы алюминиевых сплавов различных систем:

Al—Mg—Li: 1420, 01421, 01422, 01423;
Al—Mg—Sc: 01523, 01545, 01570;
Al—Cu—Li: 01440, 01450, 1460, В-1461, В-1469;
Al—Mg—Cu: 1150, 01151, 01153;
Al—Cu— Mn: 1201, 1205;
Al—Mg—Si —Cu: В-1341;
Al—Mg: 1565ч.

Большинство из этих сплавов имеют высокие прочностные свойства: предел прочности 420...590 МПа и предел текучести 250...460 МПа. Применение этих сплавов обеспечивает снижение массы конструкций и повышение их долговечности. Механические свойства алюминиевых деформируемых сплавов приведены в табл. 1.

Механические свойства основного металла большинства новых сплавов близки между собой. Поэтому для обоснованного выбора сплава в конструкциях необходимо иметь сравнительные данные по механическим свойствам сварных соединений.

1. Механические свойства алюминиевых деформируемых сплавов

Марка сплава	Термическая обработка	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение, %
		МПа		
АМг6	Отжиг	320...340*/331	161...170/165	20...28/26
АМг61		322...338/330	171...205/185	9...13/11
1565ч		362...384/370	230...254/242	14...17/15
01570		417...430/421	220...244/232	14...23/20
1201	Закалка + искусственное старение	436...465/448	330...350/342	10...16/12
1205		477...495/488	385...418/403	7...10/9
1151		430...457/441	321...342/334	7...16/11
В-1341		385...420/407	348...366/354	12...14/13
1420		445...467/457	230...261/245	8...15/12
01421		453...472/460	335...364/347	9...15/11
01423		440...466/452	260...280/275	10...16/14
1424		460...482/470	325...355/340	6...8/7
1460		506...585/537	430...495/465	3...7/4
В-1461		581...595/588	505...528/516	6...9/8
В-1469		601...617/605	545...568/554	6...8/7

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

Сварку сплавов проводили встык на подкладке с прижимом кромок прижимами клавишного типа. Применяли следующие способы сварки:

— на переменном токе симметричной синусоидальной формы в непрерывном режиме;

— на переменном токе в импульсном режиме;

— на переменном токе в пульсирующем режиме;

— на переменном токе в пульсирующем режиме с наложением импульсов;

— сварка трением с перемешиванием.

Для подготовки поверхности образцов использовали химическое травление с последующей механической зачисткой шабером непосредственно перед сваркой. Присадочную проволоку подготовляли химическим путем.

Анализ данных табл. 2 показал, что по величине предела прочности сварных соединений без последующей термической обработки все новые алюминиевые деформируемые сплавы можно подразделить на две условные группы.

2. Механические свойства сварных соединений алюминиевых сплавов в зависимости от технологической схемы выполнения

Марка сплава	Термическая обработка		Марка присадочной проволоки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Угол изгиба α, °	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2	
	до сварки	после сварки				по шву	по ЗТВ
АМг6	Отжиг	—	СвАМг63	287...315 / 305	100...120 / 110	170...230 / 195	115...132 / 125
АМг61			СвАМг61	280...310 / 302	121...135 / 127	190...234 / 215	110...130 / 120
1565ч				342...355 / 352	180...180 / 180	175...216 / 192	182...220 / 197
01570			СвАМг63	362...385 / 372	95...128 / 114	330...335 / 332	230...295 / 265
1201	З + ИС		Св1201	270...290 / 277	60...84 / 78	150...186 / 175	80...115 / 104
1205			Св1217	282...310 / 302	20...44 / 38	160...206 / 188	82...125 / 110
1420	З		СвАМг63	292...325 / 312	92...114 / 102	150...175 / 164	90...100 / 95
	З + ИС			350...375 / 382	76...94 / 82	130...182 / 165	50...75 / 68
	З	ИС		364...395 / 374	56...74 / 62	152...187 / 168	60...95 / 84
		З + ИС		404...425 / 414	50...64 / 55	110...152 / 130	50...65 / 54
01421	З + ИС	—	СвАМг61	348...375 / 362	60...84 / 72	140...210 / 182	55...92 / 72
01423			СвАМг63	330...357 / 346	69...89 / 80	180...250 / 215	60...96 / 82
	З	З + ИС		395...427 / 416	39...63 / 54	120...185 / 160	70...110 / 90
		ИС		335...365 / 350	19...46 / 29	90...135 / 110	50...84 / 60
1151	З + ЕС	—	Св1177	356...380 / 371	19...33 / 26	50...84 / 60	30...54 / 40
В-1341	З + ИС		СвАК5	218...230 / 226	51...68 / 62	120...135 / 126	80...96 / 91
	З	ИС		287...315 / 305	23...39 / 30	98...115 / 106	90...106 / 97
		З + ИС		309...335 / 328	11...17 / 13	88...100 / 93	100...116 / 114

Окончание табл. 2

Марка сплава	Термическая обработка		Марка присадочной проволоки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Угол изгиба α, °	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2	
	до сварки	после сварки				по шву	по ЗТВ
1460	З + ИС	—	Св1217	267...298 / 285	20...38 / 25	110...137 / 120	60...94 / 87
	З	З + ИС		424...445 / 432	12...28 / 18	120...162 / 145	62...80 / 72
		ИС		280...321 / 308	10...20 / 16	100...148 / 132	50...80 / 70
В-1461	З + ИС	—	Св1201	340...372 / 357	72...75 / 74	148...189 / 169	35...54 / 45
	З	З + ИС		434...465 / 442	10...28 / 15	185...208 / 203	65...82 / 75
		ИС		362...377 / 370	38...64 / 50	155...193 / 180	38...65 / 56
В-1469	З + ИС	—	Св1217	332...358 / 340	42...50 / 47	125...148 / 136	80...115 / 98
	З	З + ИС		444...475 / 462	15...22 / 18	180...212 / 208	68...92 / 80
		ИС		342...378 / 365	40...55 / 45	135...158 / 145	85...120 / 105
1370	З + ИС	—	Св1217	252...268 / 260	63...80 / 75	95...108 / 100	122...146 / 130
		ИС		267...292 / 280	63...75 / 70	75...98 / 85	45...60 / 50
		З + ИС		319...345 / 330	58...70 / 64	65...88 / 80	102...126 / 110
1913		—	Св1598	394...415 / 400	73...90 / 80	160...185 / 170	122...154 / 140
		ИС		400...417 / 410	60...70 / 65	152...175 / 165	102...114 / 108
		З + ИС		410...435 / 425	51...65 / 55	140...165 / 150	112...134 / 125

Обозначения: З – закалка; ИС – искусственное старение; ЕС – естественное старение.

У 1-й группы сплавов значения предела прочности сварных соединений в состоянии после обработки по режиму закалка + искусственное старение + сварка практически одинаковы и равны 345...385 МПа, а коэффициент прочности составляет 0,8...0,85. У 2-й группы сплавов значения предела прочности сварных соединений в том же состоянии также практически одинаковы и равны 270...285 МПа, а коэффициент прочности составляет 0,5...0,65.

К 1-й группе относятся сплавы 1420, 01421, 01423, 1151, 1565ч и 01570, ко 2-й группе — сплавы 1201, 1460, В-1461 и В-1469.

По показателям пластичности сварных соединений (угол изгиба и ударная вязкость по шву) все новые алюминиевые сплавы можно разделить на три группы. 1-я группа с высоким значением углов изгиба (95...120°) и ударной вязкостью 250...350 кДж/м^2. 2-я группа со средним значением углов изгиба (60...85°) и ударной вязкостью 150...200 кДж/м^2. 3-я группа с низким значением углов изгиба (20...30°) и ударной вязкостью 40...80 кДж/м^2.

К 1-й группе по пластическим свойствам относятся сплавы 1565ч и 01570, ко 2-й группе — сплавы 1420, 01421, 01423, 1424 и 1201, к 3-й группе — сплав 1151.

Традиционный сплав АМг6 занимает промежуточное положение между 1-й и 2-й группами, высокопрочные сплавы 1460, В-1461 и В-1469 — между 2-й и 3-й группами (по показателям угла изгиба относятся к 3-й группе, по ударной вязкости — ко 2-й группе). Следовательно, при прочих равных условиях сплавы 1-й и 2-й групп (по прочности и пластичности) обеспечивают получение сварных соединений с пределом прочности больше на 20...35 %, с углами изгиба — на 50...300 % и ударной вязкостью по шву — в 5—7 раз, чем сплавы 3-й группы.

Проведение полной термической обработки (закалка + искусственное старение) после сварки обеспечивает значительное увеличение прочности свойств. Так, например, у сплава 1420 прочность повышается на 45...55 МПа, у сплава 01423 — на 50...65 МПа, у сплава 1460 — на 130...155 МПа. Эти данные необходимо учитывать при операции термофиксации конструкций после сварки.

Проведение после сварки только искусственного старения для сплавов 1201, 1460, 1420, В-1461 и В-1469 обеспечивает незначительное увеличение прочности — на 10...25 МПа.

Механические свойства сварных соединений могут определяться способами сварки (табл. 3). Анализ данных табл. 3 показал, что предел прочности соединений, выполненных сваркой плавлением, практически не зависит от способа сварки (при получении бездефектных соединений), разница составляет не более ±(10...20) МПа.

3. Механические свойства сварных соединений в зависимости от способа сварки

Марка сплава	Термическая обработка		Способ сварки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Коэффициент прочности K	Угол изгиба α, °	Ударная вязкость KCU, кДж/м^2	
	до сварки	после сварки					по шву	по ЗТВ
1420	З + ИС	—	Непрерывная	360	0,78	80	167	70
			Пульсирующая	372	0,81	103	211	106
			Импульсная	377	0,82	110	234	125
			Пульсирующая с импульсами	376	0,82	104	238	122
			СТП	342	0,74	170	255	130
01423	З + ИС	—	Непрерывная	340	0,75	81	220	91
			Пульсирующая	352	0,77	76	235	96
			Импульсная	349	0,77	81	259	98
			Пульсирующая с импульсами	355	0,78	95	261	113
			СТП	330	0,72	180	277	128

Продолжение табл. 3

Марка сплава	Термическая обработка		Способ сварки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Коэффициент прочности K	Угол изгиба α, °	Ударная вязкость KCU, кДж/м^2	
	до сварки	после сварки					по шву	по ЗТВ
АМг6	Отжиг	—	Непрерывная	302	0,91	110	193	120
			Пульсирующая	315	0,95	108	222	151
			Импульсная	318	0,96	115	230	172
			Пульсирующая с импульсами	320	0,96	118	230	170
			СТП	332	0,99	175	235	177
1151	З + ЕС	—	Непрерывная	370	0,84	26	60	44
			Пульсирующая	390	0,88	37	85	53
			Импульсная	386	0,87	31	80	56
			Пульсирующая с импульсами	395	0,89	33	82	51
			СТП	415	0,93	110	103	76
1565чМ	Отжиг	—	Непрерывная	352	0,95	180	192	197
			Пульсирующая	360	0,97	180	202	200
			Импульсная	355	0,96	180	197	200
			Пульсирующая с импульсами	355	0,96	180	208	196
			СТП	354	0,96	180	224	200
1201	З + ИС	—	Непрерывная	280	0,63	78	174	105
			Пульсирующая	288	0,64	85	185	111
			Импульсная	283	0,63	82	180	117
			Пульсирующая с импульсами	290	0,64	85	188	112
			СТП	310	0,70	110	196	115
01570	Отжиг	—	Непрерывная	370	0,87	114	344	266
			Пульсирующая	385	0,91	127	378	298
			Импульсная	386	0,91	117	370	286
			Пульсирующая с импульсами	385	0,91	106	348	315
			СТП	395	0,94	160	386	300

Окончание табл. 3

Марка сплава	Термическая обработка		Способ сварки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Коэффициент прочности K	Угол изгиба α, °	Ударная вязкость KCU, кДж/м^2	
	до сварки	после сварки					по шву	по ЗТВ
В-1341	З + ИС	—	Непрерывная	226	0,55	62	126	91
			Пульсирующая	254	0,62	67	135	98
			Импульсная	262	0,64	72	144	100
			Пульсирующая с импульсами	258	0,63	70	140	95
			СТП	337	0,82	155	175	115
1460	З + ИС	—	Непрерывная	285	0,53	25	120	87
			Пульсирующая	307	0,57	34	128	94
			Импульсная	315	0,58	40	137	98
			Пульсирующая с импульсами	300	0,55	33	126	93
			СТП	403	0,75	96	144	110
В-1469	З + ИС	—	Непрерывная	340	0,56	47	136	98
			Пульсирующая	355	0,58	53	145	102
			Импульсная	350	0,57	50	140	98
			Пульсирующая с импульсами	360	0,59	58	150	106
			СТП	431	0,71	110	172	117

Примечание. Результаты испытаний на прочность сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой, приведены для образцов с усилением сварного шва.

В то же время пластические свойства сварных соединений для ряда сплавов в значительной степени определяются способом сварки. Так, для сплавов 1420, 01421, 01423, 1151 при применении способов сварки плавлением с дискретным вводом тепла угол изгиба увеличивается на 25...30 % и ударная вязкость по шву повышается на 30...40 % по сравнению с традиционной непрерывной сваркой на симметричном синусоидальном токе. Для сплавов 1201 и 01570 изменение способов сварки плавлением не оказывает заметного влияния на прочность и пластические свойства сварных соединений.

При изготовлении современных силовых и термосиловых конструкций, несмотря на высокую степень автоматизации процессов сварки, достаточно регулярно выполняют подварки. В табл. 4 приведены свойства сварных соединений из исследуемых сплавов после 1, 2, 3 и 4 подварок.

Анализ этих данных показал, что для сплавов АМг6, 1201, 1420, 1151 после проведения 3-х, 4-х подварок предел прочности сварных соединений снижается на 30...45 %, а угол изгиба уменьшается в 2—2,6 раза. В то же время для сплавов 01570 и 01421 после 3-х, 4-х подварок снижение прочности и пластичности значительно меньше и не превышает 10...20 % по пределу прочности и 12...25 % по углу изгиба.

Увеличение числа подварок дефектов соединений исследуемых сплавов методом сварки трением с перемешиванием (СТП) практически не сказывается на уровне механических свойств соединений (табл. 5).

Устранение дефектов соединений, полученных СТП, ручной аргонодуговой сваркой (РАрДС) сопровождается резким снижением

4. Механические свойства сварных соединений в зависимости от числа подварок, выполненных ручной аргонодуговой сваркой

Марка сплава	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °
	при числе подварок									
	0		1		2		3		4	
АМг6	305	110	287	102	260	88	215	76	183	64
1565чМ	352	180	340	180	322	165	305	150	288	122
01570	375	115	370	109	355	98	345	92	321	81
1151	370	32	350	27	320	22	275	16	243	11
1201	285	80	255	74	221	67	208	53	186	40
В-1341	226	62	212	60	197	55	175	48	166	35
1420	362	95	350	78	323	57	307	41	283	32
1460	285	30	277	25	258	20	224	18	210	12
В-1469	340	47	328	42	308	35	282	26	253	18

механических свойств, вызванным изменением структуры соединений (включая размер зерна) и формированием мелкой пористости в совокупности с оксидными включениями (см. рисунок).

Изменение химического состава присадочной проволоки может привести к увеличению или уменьшению прочностных и пластических свойств сварных соединений.

Анализ данных табл. 6 применительно к сплаву 01424 показал, что для всех исследованных присадочных проволок предел прочности сварных соединений изменяется незначительно — на ±(10...15) МПа. Пластические свойства также изменяются незначительно. Таким образом, за счет изменения химического состава присадочной проволоки невозможно получить существенные преимущества по свойствам

5. Механические свойства сварных соединений в зависимости от способа и числа подварок

Способ выполнения подварок	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °	$\sigma_в$, МПа	α, °
	при числе подварок									
	0		1		2		3		4	
Сплав 1565чМ										
СТП	354	180	350	180	345	180	340	180	340	180
РАрДС	352	180	340	180	322	165	305	150	288	122
Сплав 1201										
СТП	310	110	305	110	298	105	290	100	280	97
РАрДС	285	80	255	74	221	67	208	53	186	40
Сплав В-1341										
СТП	337	155	330	155	321	150	315	140	310	122
РАрДС	226	62	212	60	197	55	175	48	166	35
Сплав 1460										
СТП	403	96	397	94	390	90	375	80	366	73
РАрДС	285	30	277	25	258	20	224	18	210	12

Микроструктура зоны подварки СТП-шва ручной аргонодуговой сваркой на сплаве 1565чМ с микропорами и оксидными включениями

сварных соединений. Главным фактором остается химический состав свариваемого материала.

В реальных конструкциях находят широкое применение соединения из полуфабрикатов различных толщин и материалов. Поэтому исследовали свойства сварных соединений на образцах толщиной 6...12 мм, вырезанных из плит толщиной 15...35 мм. Из табл. 7 следует, что для сплавов 1151 и 1460 для таких соединений, полученных РАрДС и ААрДЭС, углы изгиба очень малы — 12...22°. Ударная вязкость по шву для сплава 1151 также мала и составляет 40...45 кДж/мм^2 (после РАрДС и ААрДЭС).

Проведение искусственного старения после сварки для ряда сплавов практически не изменяет прочностные свойства сварных соединений (табл. 8).

6. Механические свойства сварных соединений из сплава 01424 в зависимости от марки присадочной проволоки (лист толщиной 3 мм, автоматическая сварка)

Марка присадочной проволоки	Предел прочности, МПа	Угол изгиба, °	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2	
			по шву	по зоне сплавления
СвАМг6	348...375 / 360	60...84 / 71	140...210 / 180	65...92 / 76
СвАМг63	363...390 / 377	80...104 / 91	154...197 / 178	71...95 / 78
СвАМг4	328...355 / 343	82...110 / 92	188...230 / 211	71...95 / 78
СвАМг63 + Sc	348...385 / 373	59...105 / 72	176...205 / 196	81...135 / 98
СвАМг4 + Sc	340...375 / 361	50...68 / 59	151...175 / 154	81...95 / 87

7. Механические свойства сварных соединений образцов, вырезанных из плит толщиной 15...35 мм

Марка сплава	Толщина, мм	Способ сварки	Число проходов	Предел прочности, МПа	Угол изгиба, °	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2
1565ч	6	РАрДС	3	322	145	148
		ААрДЭС	1	352	180	192
		СТП	1	354	180	224
1151	7	РАрДС	3	210	12	40
		ААрДЭС	2	305	12	45
		СТП	1	415	110	103
1201	6	РАрДС	3	241	41	168
		ААрДЭС	1	261	49	172
		СТП	1	310	110	196
1420	6	РАрДС	3	322	45	138
		ААрДЭС	1	343	50	147
		СТП	1	342	170	255
1460	7	РАрДС	3	243	22	124
		ААрДЭС	2	250	14	117
		СТП	1	403	96	144

Примечание. ААрДЭС — автоматическая аргонодуговая электрическая сварка.

8. Предел прочности сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой, после искусственного старения

Марка сплава	Число подварок	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	
		после сварки и подварок	после искусственного старения
1420	0	365	377
	1	342	350
	2	324	332
	3	298	308
	4	263	268
01421	0	360	400
	1	357	395
	2	349	390
	3	340	388
	4	338	385
1460	0	285	310
	1	270	285
	2	251	267
	3	235	244
	4	233	240
В-1469	0	340	366
	1	328	345
	2	308	322
	3	282	295
	4	253	260
1201	0	280	311
	1	257	284
	2	215	249
	3	200	226
	4	192	202
В-1341	0	226	310
	1	212	290
	2	197	262
	3	175	233
	4	166	212

Для этих сплавов после сварки в зоне термического влияния преобладают процессы коагуляции упрочняющих фаз и даже их оплавление в области линии сплавления. Поэтому последующее искусственное старение не восстанавливает их прочностные свойства. С другой стороны, для сплава 01421 проведение искусственного старения после сварки позволяет повысить предел прочности на 20...40 МПа, т.е. в 2—2,5 раза больше, чем для сплава 1420.

После 3-х, 4-х подварок на сплаве 01421 искусственное старение также позволяет увеличить предел прочности сварных соединений на 20...35 МПа, а для сплава 1420 в этом случае заметного повышения предела прочности не отмечено. Это связано только с тем, что сплав 01421 отличается высокой стабильностью твердого раствора и в зоне термического влияния процесс коагуляции упрочняющих фаз под действием сварочного нагрева протекает не в таком объеме как для сплава 1420. Это объясняется тем, что в сплаве 1420 присутствует только одна дисперсная упрочняющая фаза (частица) — δ', а в сплаве 01421 — две упрочняющие частицы δ' и Al_2Sc.

Следовательно, для конструкций, изготовленных с применением ручной сварки (особенно многопроходной) и многочисленных подварок, использование сплава 1420 должно быть исключено, наиболее целесообразно применение сплава 01421.

Для комплексной оценки свойств сварных соединений необходимо проведение испытаний при отрицательных и высоких температурах (табл. 9).

Анализ данных табл. 9 показал, что сварные соединения сплавов 1201, В-1469 и 1460 обладают самыми высокими прочностными свойствами при температурах −196 и −253 °С. В интервале температур 150...200 °С наиболее высокими прочностными свойствами обладают сварные соединения из сплавов 1201 и 1151, а начиная с 250 °С и выше — сварные соединения из сплава 1151.

Обобщая данные табл. 2—9 можно сделать вывод, что из всей гаммы исследованных алюминиевых сплавов наиболее высокими

9. Предел прочности сварных соединений алюминиевых сплавов в зависимости от температуры испытаний (автоматическая аргонодуговая сварка)

Марка сплава	Предел прочности $\sigma_в$, МПа, при температуре T, °С											
	−253	−196	−70	20	100	150	200	250	300	350	400	450
АМг6	394	372	325	310	281	240	180	140	110	55	–	–
1565ч	447	418	370	355	319	275	200	–	–	–	–	–
1201	486	455	340	285	276	263	232	203	180	–	–	–
В-1341	–	–	240	226	195	148	–	–	–	–	–	–
1151	–	–	–	382	375	366	340	295	211	181	70	44
1420	–	388	–	366	320	245	170	115	94	–	–	–
01421	–	391	370	362	328	263	184	–	–	–	–	–
01423	–	382	360	345	305	255	168	–	–	–	–	–
1460	550	448	342	283	277	253	199	–	–	–	–	–
В-1469	585	518	402	340	330	300	230	–	–	–	–	–

Примечание. Приведены средние данные по результатам испытаний десяти образцов.

прочностными и пластическими свойствами в диапазоне температур от −50 до +50 °С обладают сварные соединения из сплавов 01421, 1565ч и 01570. Использование этих сплавов в сварных конструкциях взамен ранее широко применяемых алюминиевых сплавов АМг2, АМг3, АМг6 и даже относительно сплава 1420 позволяет значительно повысить прочностные и пластические свойства сварных соединений, особенно при наличии подварок.

При эксплуатации сварных конструкций при низких температурах (−196 °С и особенно −253 °С) наиболее целесообразно применять сплавы 1565ч, 1201 и 1460, однако в диапазоне температур от −50 до +50 °С желательно не использовать эти сплавы.

При эксплуатации сварных конструкций при температурах 150 °С и особенно выше 250 °С лучше применять сплав 1151, однако использование этого сплава в сварных конструкциях при более низких температурах (100 °С и ниже) не рекомендуется.

Выводы

1. Изменение способов сварки и химического состава применяемых присадочных проволок в широком диапазоне не оказывает заметного влияния на прочностные и пластические свойства сварных соединений.

2. Химический состав свариваемых сплавов является главным фактором, определяющим весь комплекс прочностных и пластических свойств сварных соединений из всех исследуемых алюминиевых сплавов. Поэтому необходим тщательный выбор марки сплава для сварных конструкций в зависимости от ее категории ответственности и условий эксплуатации.

3. Наиболее высокие прочностные свойства сварных соединений получены при эксплуатации конструкций в диапазоне температур: от −50 до +50 °С при использовании сплавов 01421, 1565ч и 01570; от −196 до −253 °С при использовании сплавов 1201 и особенно В-1469, 1460; 150 °С и особенно выше 250 °С при использовании сплава 1151.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2005. № 2. С. 66—70.

2. **Влияние** термической обработки на структурное состояние сварных соединений сплава 1420 / О.Е. Грушко, М.А. Гуреева, В.В. Овчинников, И.Н. Фридляндер // Технология металлов. 2006. № 10. С. 16—21.

3. **Овчинников В.В., Игнатьев Ю.Е., Рязанцев В.И.** Импульсная и пульсирующая сварка алюминиевых сплавов // Машиностроение и инженерное образование. 2007. № 3. С. 12—28.

4. **Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В. и др.** Структура, способность к выдавке и свариваемость сплава типа "Авиаль", легированного кальцием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 7. С. 15—22.

5. **Рязанцев В.И., Овчинников В.В.** Дуговая сварка жаропрочных алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 2. С. 17—24.

6. **Импульсная** дуговая сварка алюминиевого сплава В-1341 / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко, В.В. Овчинников, Г.Г. Клочков // Технология металлов. 2008. № 2. С. 13—21.

7. **Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В.** Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкции транспортных средств // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 3. С. 11—21.

8. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Результаты исследований свариваемости высокопрочных сплавов системы Al—Cu—Li—Mg, легированных серебром, скандием, цирконием // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 29—38.

9. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н.** Исследование свойств сварных соединений сплава 1565ч применительно к изготовлению сварных цистерн // Цветные металлы. 2012. № 12. С. 85—89.

10. **Овчинников В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.** Сварка трением с перемешиванием листов сплавов 1424 и В-1461 // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2014. № 1. С. 40—48.

11. **Якушин Б.Ф., Бакуло А.В., Шиганов И.Н.** Повышение свариваемости термоупрочненных алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2016. № 5. С. 79—84.

12. **Павлова В.И., Зыков С.А., Осокин Е.П.** Оценка влияния конструктивно-технологических факторов сварки на свойства сварных соединений из алюминиево-магниевых сплавов при криогенной температуре // Вопросы материаловедения. 2014. № 2 (78). С. 138—154.

13. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Пахомов Д.А.** Свойства сварных соединений нагартованных плит сплава 1565ч // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 1. С. 8—12.

14. **Рязанцев В.И., Филатов Ю.А.** Технологические аспекты дуговой сварки алюминиевых сплавов со скандием // Авиационная промышленность. 2003. № 1. С. 13—17.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;
Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

УДК 621.735.32:621.882

В.В. Галкин, А.А. Дербенев*, О.С. Кошелев, Е.Г. Терещенко
(*Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
**ОАО "Нижегородский авиастроительный завод "Сокол")*

Исследование развития рекристаллизации стали 12Х18Н10Т в условиях многопереходной горячей пластической обработки

Рассмотрено развитие процесса рекристаллизации нержавеющей стали 12Х18Н10Т при многоэтапной горячей пластической деформации в условиях изготовления ступенчатой поковки за четыре перехода с подогревами. Ступени поковки ковались последовательно одна за другой: 1-я и 3-я, 2-я и 4-я ступени поковки были получены с одинаковыми степенями деформации. Проведен микроструктурный анализ материала ступеней поковки. На основании совместного анализа экспериментальных данных и диаграммы рекристаллизации, построенной с помощью специализированной программы для ЭВМ, установлено, что окончательный размер зерна материала в условиях многопереходной горячей пластической обработки зависит не только от температуры и степени деформации, но и от исходного размера зерна и изменения структуры на предыдущих этапах обработки. Предложены рекомендации для определения технологических параметров ковки.

Ключевые слова: рекристаллизация металла; поковка; степень деформации при ковке; размер зерна; диаграмма рекристаллизации.

The development of recrystallization 12Kh18N10T stainless steel during multi-stage hot plastic deformation under the conditions of manufacture of forging for the step four transition warm-UPS is considered. Stages of forging is forged one after another: the first and third, second and fourth stages of forging are obtained with the same degrees of deformation. The microstructural analysis of the material of forging stages is performed. On the basis of joint analysis of the experimental data and recrystallization diagram built by specialized computer program found that the final grain size of the material in multistage hot plastic processing depends not only on temperature and degree of deformation, but also on the initial grain size and structure in the previous stages of processing. The recommendations to determine of technological parameters of forging are offered.

Keywords: recrystallization of metal; wrought iron forging; degree of deformation at forging; grain size; recrystallization diagram.

В промышленном производстве большое количество заготовок и изделий получают многоэтапной термомеханической обработкой: продольной прокаткой, вальцовкой, свободной ковкой и т.д.

При изготовлении деталей методом снятия стружки на станках с ЧПУ часто в качестве заготовок применяют поковки. Их получают с использованием многопереходных процессов свободной ковки и нескольких подогревов.

Деформированное состояние металла изготовляемых деталей отличается большими степенями деформации и, следовательно, значительной неоднородностью структуры по объему. Это требует разработки методов, позволяющих повысить структурную однородность материала поковок, в частности размер зерна.

В существующей практике разработки технологических процессов ковки при задании ее режимов указывают интервал ковочных температур, а степень деформации (обжатий) на проходах не задают. Поэтому заготовки (прутки и поковки) часто изготовляют при критиче-

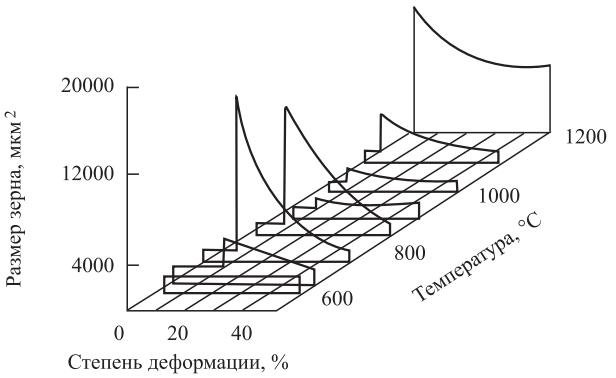


Рис. 1. Рекристаллизация котельного железа, содержащего 0,03 % С [1]

ских степенях деформации, что приводит к образованию в изделиях структур, состоящих из зон с крупным и мелким зерном. Такие поковки имеют неоднородные механические свойства.

Первые работы по изучению зависимости роста зерна от его исходного состояния при горячей прокатке были выполнены Ганеманном, Тафелем и Шнейдером [1] в конце 20-х годов прошлого века. Они исследовали процесс рекристаллизации мягкого котельного железа с содержанием 0,03 % С при температуре 1000 °С при горячей прокатке образцов со степенью обжатия 7 % и средним размером (площадью) зерна в исходном состоянии 1480; 3860; 7340 и 17 800 мкм^2 и со степенью обжатия 14 % и средним размером зерна 650; 950 и 1068 мкм^2 (рис. 1).

Было установлено, что исходный размер зерна не оказывает влияния на рекристаллизацию при горячей деформации, а окончательный размер зерна определяется степенью деформации и температурой последнего ее прохода и не зависит от изменения структуры металла в предыдущих переходах.

М.В. Растягаев изучал влияние исходной структуры на размер зерна стали после горячей деформации (рис. 2). Были исследованы образцы из конструкционной стали, содержащей 0,39 % С, которые осаживались со степенью деформации 4,4 % при равных скоростях деформирования 6,5 м/с и температуре

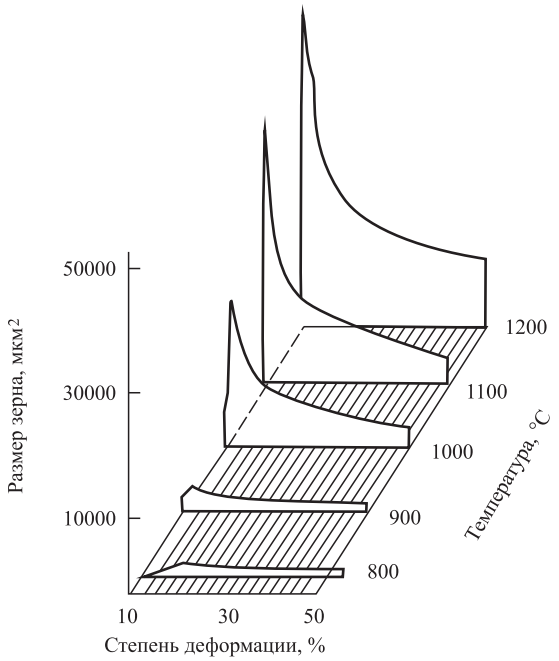


Рис. 2. Диаграмма рекристаллизации углеродистой стали, содержащей 0,39 % С (диаграмма М.В. Растягаева)

900 °С [1]. Опыт показал прямо противоположный результат — размер зерна после деформации зависит от его исходного размера.

Результатов подобных исследований для нержавеющих сталей в условиях многоэтапной горячей обработки авторами статьи не обнаружено, поэтому исследования в данном направлении актуальны.

В качестве материала исследований была выбрана нержавеющая сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т (табл. 1). Изучали изменение структурного параметра — размера зерна на участках четырехступенчатой поковки, изготовленной из горячекатаной заготовки круглого сечения диаметром 50 мм и длиной 300 мм.

Поковку получали протяжкой на всех четырех ступенях в температурном интервале ковки 800...1150 °С за четыре перехода с подогревом после каждого. Это обеспечило одинаковую механическую схему пластической обработки материала в их объеме.

Размеры поперечных сечений ступеней приведены на рис. 3, *б*.

1. Химический состав стали 12Х18Н10Т по ГОСТ 5632—2014, % мас.

Cr	Ni	Ti	Mn	Si	C	S	P	Fe
						Не более		
17,0...19,0	9,0...11,0	5C − 0,8	<2,0	<0,8	<0,12	0,02	0,04	Основа

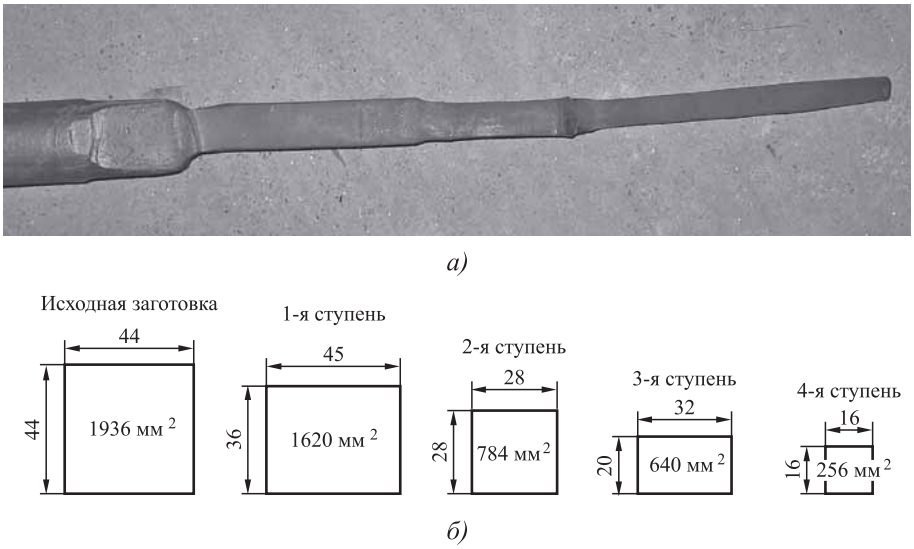


Рис. 3. Ступенчатая кованая поковка:
а — фотография; *б* — эскиз поперечных сечений ступеней поковки

Технологические параметры протяжки задавали, исходя из обеспечения максимально однородного деформированного состояния материала в объеме поковки. Ковку каждой ступени осуществляли за два прохода с кантовкой, без смещения границ подач в проходах и относительной подачей 0,3...0,4 (см. кн.: Тарновский И.Я., Трубин В.Н., Златкин М.Г. Свободная ковка на прессах. М.: Машиностроение, 1967. 328 с.).

Для оценки зависимости рекристаллизации от исходного размера зерна структуры и ее изменения на предыдущих переходах протяжку 1-й и 3-й, 2-й и 4-й ступеней поковки выполняли с одинаковыми степенями деформации. Контроль температуры за время ковки осуществляли с помощью инфракрасного пирометра "Микрон MSOP" (США).

Исследования проводили в два этапа. Первый этап состоял в построении диаграммы рекристаллизации стали 12Х18Н10Т с использованием при испытании материала той же партии, из которой ковалась поковка. На втором этапе выполняли деформационную оценку и микроструктурный анализ материала продольных шлифов ступеней поковки.

Построение диаграммы рекристаллизации 2-го рода в координатах "средний размер (площадь) зерна — степень деформации — температура" проводили с использованием усовершенствованной методики, цифровой оптической микроскопии и специализированной программы для ЭВМ [2, 3].

В результате оптимизации методики число испытаний при каждой температуре сократилось до двух, которые выполняются с относительной степенью деформации по высоте 10 и 57 %. Это обосновано результатами исследований И.М. Павлова (см. кн.: Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1978. 360 с.), свидетельствующими о том, что материал осаженного образца с относительной степенью деформации 10 % характеризуется неравномерностью деформированного состояния, степень деформации которого изменяется от 3 до 17 %.

При осадке с относительной степенью деформации 57 % неравномерность составляет 18...88 %. На продольных шлифах двух осаженных заготовок неравномерность деформированного состояния охватывает интервал от 3 до 88 %.

Координаты замера зерна определяли сеткой (рис. 4, *в*, см. обложку) с ячейками 2,5×2,5 мм согласно ГОСТ 5639—82. В ячейках сетки интенсивность деформации определяли методом математического моделирования процессов осадки заготовок с относительной степенью деформации 10 и 57 % с применением программного комплекса "DEFORM-3D" (рис. 4, *б*, см. обложку).

Из всех значений интенсивности деформации на двух шлифах были выбраны 22 исследуемые зоны, в которых степень деформации изменяется от 3 до 88 %. Микроструктуры выбранных мест исследования фиксировались в виде цифровой информации (цифровых фотографий) и задавались в программу для ЭВМ [3].

Программа разработана на базе программного обеспечения NI Vision в среде разработки LabVIEW фирмы National Instruments и программы Mathcad 14 и имеет два модуля. Первый модуль обеспечивает замеры с цифровых изображений микроструктуры размера зерна металла с высокоугловыми границами.

Вторым модулем реализуется построение трехмерной графической модели диаграммы рекристаллизации 2-го рода в координатах "средний размер (площадь) зерна — степень деформации — температура".

Анализ построенной диаграммы рекристаллизации стали 12Х18Н10Т в интервале температур 800...1000 °С и степеней деформации 18...88 % (рис. 5, см. обложку) позволил сделать следующие выводы:

— в интервале температур 800...1000 °С процесс изменения размера зерна имеет порог рекристаллизации и интервал критических степеней деформации ε_h от 10 до 25 %;

— наибольший рост зерна происходит при максимальной температуре 1000 °С при степени деформации $\varepsilon_h \sim 20$ %.

Полученные результаты совпадают с положениями о рекристаллизации легированных сталей, изложенными в трудах И.М. Павлова, М.В. Растегаева, Н.И. Корнеева и других ученых. Они свидетельствуют, что при всех температурах имеется порог рекристаллизации и интервал критических степеней деформации, при которых в процессе термомеханической обработки происходит интенсивный рост зерна.

Значения критических степеней деформации для стали 12Х18Н10Т сопоставимы со средними значениями критических степеней деформации для температурных интервалов обработки легированных сталей, приведенных в табл. 2 [1].

Деформированное состояние на ступенях поковки оценивали усредненным показателем — уковом:

$$y = \frac{F_0}{F_k} = \frac{L_k}{L_0} = \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = 1 + \varepsilon_l \quad (1)$$

$$\text{или } \varepsilon_l = y - 1,$$

где F_0, F_k — площадь сечений заготовки и поковки соответственно; L_0, L_k — длина заготовки и поковки соответственно; ΔL — приращение длины заготовки; ε_l — относительное удлинение.

В случае многопереходного процесса с использованием одинаковых по механической схеме операций значение общего укова $y_{\text{общ}}$ рассчитывают как произведение уковов y_1, y_2, y_3, ..., y_k на переходах

$$y_{\text{общ}} = \frac{F_0}{F_k} = y_1 y_2 \ldots y_k, \quad (2)$$

где $y_1 = \frac{F_0}{F_1}$; $y_2 = \frac{F_1}{F_2}$; $y_k = \frac{F_{k-1}}{F_k}$

или

$$y_{\text{общ}} = \frac{F_0}{F_k} = \varepsilon_{l_1} \varepsilon_{l_2} \ldots \varepsilon_{l_k}, \quad (3)$$

где $\varepsilon_{l_1} = y_1 - 1$; $\varepsilon_{l_2} = y_2 - 1$; $\varepsilon_{l_k} = y_k - 1$;

F_1, F_2, F_3, ..., F_k — площади сечений заготовки на переходах протяжки.

В соответствии с выражениями (1)—(3) для поковки были рассчитаны деформации ступеней:

1-я ступень (1-й переход) — $y_1 = 1{,}21$, $\varepsilon_{l_1} = 0{,}16$;
2-я ступень (2-й переход) — $y_1 = 2{,}07$, $\varepsilon_{l_1} = 0{,}60$;
3-я ступень (3-й переход) — $y_1 = 1{,}22$, $\varepsilon_{l_1} = 0{,}15$;
4-я ступень (4-й переход) — $y_1 = 2{,}5$, $\varepsilon_{l_1} = 0{,}7$.

Микроструктурный анализ проводили на продольных шлифах, изготовленных на четырех ступенях поковки. На каждом шлифе размер аустенитного зерна замеряли по восьми зонам с шагом по длине 5 мм. Результаты показали неравномерность размера рекристаллизованного зерна в ступенях поковки.

На 1-й ступени с поперечными размерами 36×45 мм и $\varepsilon_l = 16$ % структура всех исследуемых зон характеризуется интенсивным ростом зерна. В соотношении с размером зерна недеформированной структуры 300 мкм^2 увеличение составило 4 раза. Это сопоставимо с данными диаграммы рекристаллизации, согласно которой указанная степень деформации находится в интервале критических степеней.

Материал 2-й ступени с поперечными размерами 28×28 мм и $\varepsilon_l = 60$ % в четырех исследуемых зонах имеет более мелкую структуру по сравнению с материалом 1-й ступени. Исключение соответствует пятой зоне, которой характерно частичное увеличение размера зерна. Данное обстоятельство может быть объяснено отсутствием деформации в данном объеме в результате неперекрытия обжатий при подаче.

Материал 3-й ступени с поперечными размерами 20×32 мм и $\varepsilon_l = 15$ % характеризуется дальнейшим измельчением структуры. В сравнении со структурой предыдущего перехода уменьшение размера зерна составило ~1,5—2 раза.

2. Средние значения критических степеней деформации, характерные для определенных интервалов температур обработки [1]

Интервал температур обработки, °С	Средние значения критических степеней деформации, %
850...1000	5...15 (до 20)
1150...1200	5...20 (до 35)
1250	5...25 (до 40)

В микроструктуре 4-й ступени с поперечными размерами 16×16 мм и ε_l = 70 % получен наименьший размер зерна (60 мкм^2) из всех участков поковки.

При анализе изменения структуры отмечено, что размер зерна более отчетливо виден на ее бинаризованном изображении (рис. 6, см. обложку).

Результаты микроструктурного анализа позволяют дать оценку зависимости процесса рекристаллизации от исходного размера зерна структуры и общего ее изменения на предыдущем переходе.

При ковке 1-й ступени со степенью деформации 16 %, находящейся в интервале критических степеней диаграммы рекристаллизации, наблюдается значительный рост зерна. При ковке 3-й ступени с такой же степенью деформации аналогичного значительного роста зерна в структуре не произошло, однако в отдельных зонах исследования наблюдаются зерна, размеры которых больше среднего размера.

Это позволяет сделать заключение, что для деформации, находящейся в интервале критических степеней, максимальный рост зерна зависит от структуры предыдущего перехода. В данном случае это структура исходного катаного материала перед ковкой 1-й ступени и деформированная структура при изготовлении 3-й ступени поковки. Средний размер зерна исходной катаной структуры и структуры 2-й ступени после ее ковки практически одинаковый. Структуры 2-й и 4-й ступеней поковки, протянутых практически с одной и той же степенью деформации 60...70 %, характеризуются одинаковым средним размером зерна.

В то же время, как было отмечено ранее, структура материала (структура 1-й и 3-й ступеней) перед протяжкой имела значительное отличие. Следовательно, для режима значительных деформаций окончательный размер зерна горячедеформированного металла определяется степенью деформации перехода и не зависит от изменения структуры металла на предыдущих этапах обработки.

Структурный анализ материала ступеней поковки, изготовленных последовательно за несколько переходов с подогревом после каждого, позволяет сформулировать практические рекомендации по технологическим параметрам ковки:

- минимальный общий уков, обеспечивающий получение мелкозернистой структуры, должен быть не менее 3;
- не допустимо проведение протяжки с критическими степенями деформации при ковке исходного катаного проката;
- при многоэтапной горячей обработке по ходу достижения величины укова более 3 возможно проведение протяжки с любыми степенями деформации.

Заключение. Исследовано развитие рекристаллизации нержавеющей стали аустенитного класса 12Х18Н10Т в условиях многоэтапной горячей пластической обработки на примере многопереходной ковки ступенчатой поковки.

Установлено, что размер зерна материала зависит не только от температуры и степени деформации, но и от исходного размера зерна и общего изменения структуры на предыдущих этапах обработки:

- максимальный рост зерна происходит при критических степенях деформаций, при этом его размер зависит от структуры предыдущего перехода обработки;
- для режима значительных деформаций окончательный размер зерна определяется степенью деформации этапа обработки и не зависит от изменения структуры металла на предыдущих этапах.

На основании сформулированных теоретических положений, определяющих кинетику развития рекристаллизационного процесса в условиях многоэтапной горячей пластической обработки, предложены практические рекомендации по технологическим параметрам многопереходной ковки с применением операции протяжки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Корнеев Н.И.** Деформация металлов ковкой. М.: Оборонгиз, 1947. 244 с.

2. **К развитию** вопроса о построении диаграмм рекристаллизации металла / В.В. Галкин, А.А. Дербенев, Е.Г. Терещенко, С.А. Кошелев // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 3. С. 43—46.

4. **Свидетельство** о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014613502. Заявка № 2014662663 от 09.12.14 г. Зарег. 26.01.15 г. Определение величины зерна для оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов / С.А. Манцеров, В.В. Галкин, Р.Г. Хадеев, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев, В.Г. Пачурин.

Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук;
Андрей Анатольевич Дербенев;
Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук,
kos7shef3@yandex.ru;
Елена Григорьевна Терещенко

УДК 621.771

М.В. Филиппова, В.Н. Перетятько, Е.Е. Прудкий, А.В. Бахаев
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Полугорячая штамповка шестерни

Исследована возможность применения технологического комплекса полугорячей безоблойной штамповки. Путем компьютерного моделирования показаны преимущества полугорячей штамповки из шаровой заготовки. Приведены примеры штамповки шестерни из цилиндрической и шаровой заготовок по технологии облойной и безоблойной штамповки. При полугорячей безоблойной штамповке из шара снижаются расход электроэнергии до 20 % и металла на 13,7 % по сравнению с получением этой же поковки горячей объемной штамповкой с облоем.

Ключевые слова: штамповка; полугорячая штамповка; заготовка; шаровая заготовка; окалина; разделение металла; нагрев металла; облойная штамповка; безоблойная штамповка; шестерня; компьютерное моделирование; сила штамповки.

The possibility of applying of technological complex of warm non-burr forging is studied. The advantages of warm forging from ball blank are shown by the method of computer simulation. The examples of gear forging from cylindrical and ball blanks by burr and non-burr forging technology are given. During the warm non-burr forging from the ball the power consumption are reduced by 20 % and metal by 13.7 % compared to the same forged piece obtained by warm forging with a burr.

Keywords: forging; warm forging; blank; ball blank; scale; metal separation; metal heating; burr forging; non-burr forging; gear; computer simulation; forging force.

Современная технология горячей штамповки представляет собой сложный комплекс различных по своему характеру операций [1]:

— разделение металла на заготовки (резка металла в штампах, резка пилами, точная резка в специальных штампах, разделение прутка на станах поперечно-винтовой прокатки, газовая резка, резка абразивными кругами и др.);

— нагрев металла под штамповку (скорость нагрева, температура нагрева, перепад температуры по сечению заготовки, угар металла при нагреве, обезуглероживание поверхности заготовки и др.);

— способы штамповки (штамповка на молотах, прессах, горизонтально-ковочных машинах, штамповка в открытых или закрытых штампах, штамповка выдавливанием и др.).

Такие технологии можно охарактеризовать как комплексные технологии горячей объемной штамповки.

В настоящее время наибольшее распространение получил технологический комплекс горячей объемной штамповки, основными операциями которой являются:

— резка металла сдвигом в штампах или с применением пресс-ножниц, в холодном состоянии или с предварительным подогревом до температуры 400...600 °С;

— нагрев цилиндрических заготовок в печах или индукционных нагревателях до температуры 1150...1200 °С;

— штамповка поковок на молотах или кривошипных горячештамповочных прессах в открытых штампах с облоем.

Проанализируем существующие операции технологического комплекса горячей штамповки для серийного и массового производств поковок круглых в плане (штампуемых в торец) [2].

Поковка шестерни из стали 18ХГТ (ГОСТ 4543—71), которую изготовляют на одном из машиностроительных предприятий, относится к категории серийной продукции цеха. Поковка шестерни представлена на рис. 1.

Шестерню в условиях кузнечного цеха штампуют в горячем состоянии в открытом штампе. Исходной заготовкой является пруток круглого сечения диаметром 95 мм (ГОСТ 2590—2006) длиной 97 мм. Резка заготовки осуществляется на пресс-ножницах ScPK 1800.1. Нагрев заготовки проводится в индукционном нагревателе ИК1 750/1 до температуры 1100...1150 °С. Штамповка шестерни осуществляется на кривошипном горячештамповочном прессе АК КБ8544 силой 25 МН.

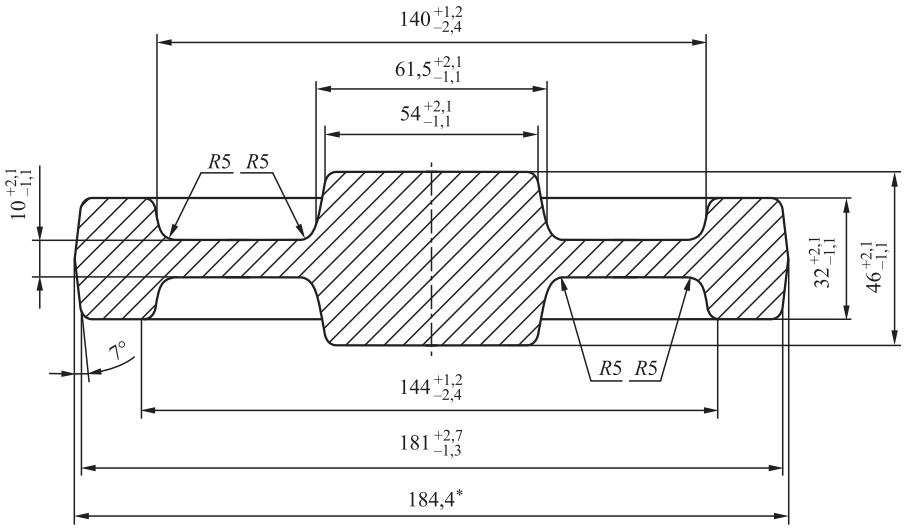


Рис. 1. Поковка шестерни

В предварительном ручье штампа проводится осадка заготовки в торец до высоты 61 мм, в окончательном открытом ручье штампа формируется поковка.

На рис. 2 показан вкладыш штампа для штамповки шестерни. Штамп чистового ручья открытого типа, в котором излишек металла вытесняется в облойную канавку.

По цепному транспортеру К04.074.8.2-51-001 шестерня передается к обрезному кривошипному прессу КБ9534, на котором осуществляется операция обрезки облоя, после чего готовая поковка складируется в контейнер.

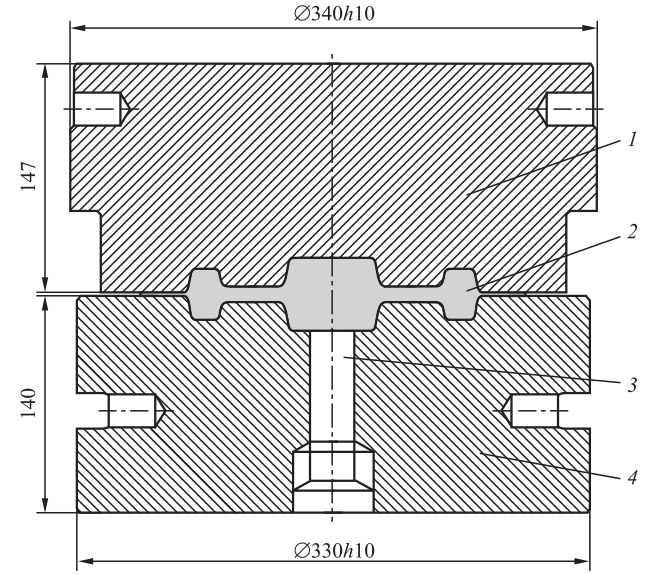


Рис. 2. Конструкция вкладыша штампа для горячей облойной штамповки шестерни:

1 — пуансон; *2* — поковка; *3* — выталкиватель; *4* — матрица

Масса заготовки составляет 5,4 кг, масса поковки 4,75 кг, масса заусенца 0,65 кг.

Преимущества и недостатки комплексной технологии горячей объемной штамповки приведены в табл. 1.

Анализ табл. 1 показал, что существующий технологический комплекс горячей объемной штамповки имеет множество недостатков и не является оптимальным. В целях уменьшения количества отходов металла и повышения качества штампованных поковок был разработан новый энерго- и ресурсосберегающий технологический комплекс полугорячей безоблойной штамповки, имеющий следующие особенности [1]:

— разделение металла на заготовки проводится на прокатном стане поперечно-винтовой прокатки. Получаемая заготовка имеет форму шара или цилиндра. Колебание массы полученных заготовок не превышает 3 % [3, 4]. Шаровая заготовка имеет хорошее качество поверхности, равномерно нагревается в индукторе, устойчиво центрируется в штампе, не требует дополнительной операции предварительной осадки и хорошо заполняет гравюру штампа [5];

— индукционный нагрев заготовки до температуры полугорячей штамповки (850...900 °С) [6, 7]. Такая технология нагрева обеспечивает получение поковок хорошего качества (за счет уменьшения количества окалины) и снижает энергозатраты до 20...25 % (за счет более низкой температуры нагрева);

— штамповка металла осуществляется, как правило, за один переход в закрытых штампах, что позволяет уменьшить силу штамповки до 20 % и сэкономить до 25 % металла за счет отсутствия облоя [8].

Преимущества и недостатки комплексной технологии полугорячей безоблойной штамповки приведены в табл. 2.

1. Операции технологического комплекса горячей объемной штамповки

Операция	Технологические особенности	Преимущества	Недостатки
Разделение прокатанной штанги на заготовки	Подогрев металла до 400...500 °С. Разделение металла сдвигом в штампах или ножницах на цилиндрические заготовки. Получение цилиндрических заготовок	Безотходная технология. Легко регулировать длину отрезки и объем заготовки. Простота обслуживания	Плохое качество отрезанной заготовки. Непараллельность торцов заготовки. Низкая точность заготовки по массе. Разброс по массе до 10...12 %
Нагрев заготовки перед штамповкой	Нагрев цилиндрических заготовок до 1150...1200 °С. Удаление окалины	Снижение сопротивления металла деформации. Повышение пластических свойств металла	Наличие окалины, которая ухудшает качество поверхности поковки. Угар металла до 3 %. Обезуглероживание поверхностного слоя заготовки
Штамповка	Штамповка в открытых штампах с облоем. Обрезка облоя	Простота технологического процесса. Простота обслуживания штампов и оборудования	Дополнительная операция по удалению окалины с поверхности поковки. Дополнительная операция по предварительной осадке заготовки. Плохое центрирование заготовки в штампе. Высокая сила штамповки за счет деформации облоя. Дополнительная операция по обрезке облоя, где потери металла составляют до 25 %

2. Операции технологического комплекса полугорячей безоблойной штамповки

Операция	Технологические особенности	Преимущества	Недостатки
Разделение прокатанной штанги на заготовки	Нагрев металла до 700...900 °С. Разделение штанги на шаровые заготовки на прокатном стане поперечно-винтовой прокатки. Получение шаровой заготовки	Безотходная технология. Хорошее качество шаровой заготовки. Высокая точность заготовок по массе. Разброс по массе до 1...3 %. Высокая производительность. Один прокатный стан заменяет 7—8 механических прессов для разделения штанги на заготовки. Высокая степень механизации и автоматизации прокатного стана	Трудности перестройки стана на другой профиль. Использование при серийном и массовом производствах поковок. Требуется дополнительное оборудование. Повышение себестоимости шаровой заготовки на 10 %
Нагрев заготовки перед штамповкой	Нагрев шаровых заготовок до 800...900 °С	Отсутствие окалины и обезуглероживания металла. Равномерный нагрев заготовки. Удовлетворительные пластические свойства металла и сопротивления металла деформации	Контроль температуры нагрева. Больший контроль при выполнении технологических операций
Штамповка	Штамповка в закрытых штампах без облоя	Хорошее центрирование шаровой заготовки. Отсутствие предварительных операций осадки заготовки и обрезки облоя. Получение поковок точных размеров и хорошего качества. Снижение силы штамповки на 25...30 %. Повышение производительности труда на 50...60 %	Более сложная конструкция штампов

Были проведены исследования по влиянию снижения конечной температуры нагрева на сопротивление металла деформации, пластические свойства металла, угар и обезуглероживание. При снижении температуры нагрева заготовки с 1100 до 850 °С сопротивление металла деформации стали 18ХГТ возросло на 50 %, пластические свойства снизились на 30 %, угар металла уменьшился на 95 %, обезуглероживание отсутствует [9].

Для исследования возможности применения технологического комплекса полугорячей безоблойной штамповки с помощью программы QForm-3D был разработан процесс штамповки шестерни в закрытом штампе. Комплекс включал в себя: индукционный нагреватель ИК1 750/1, кривошипный пресс АК КБ8544 и спроектированный штамп безоблойной штамповки. Процесс изготовления шаровой заготовки не моделировался, так как ее получают из другого цеха, где расположен шаропрокатный стан.

Условия моделирования: исходной заготовкой является шар диаметром 105 мм из стали 18ХГТ. Деформация заготовки осуществляется на кривошипном прессе в закрытом штампе при температуре 850 °С и коэффициентах трения 0,2 и 0,4. Штамп изготовлен из стали 5ХНФ, температура штампа 200 °С.

По результатам компьютерного моделирования установлено, что штамповка шестерни из шаровой заготовки происходит без образования зажимов и трещин. Штамп полностью заполняется металлом, незаполненных углов не обнаружено.

Для количественной оценки формоизменения металла при штамповке введем понятие "неравномерность деформации". Принимаем за неравномерность деформации Q отношение максимальной интенсивности деформаций $e_{\max}$ в сечении поковки к высотной логарифмической деформации по ступице $e_{\text{ступ}}$:

$$Q = \frac{e_{\max}}{e_{\text{ступ}}}.$$

3. Показатели неравномерности деформации при моделировании штамповки шестерни из цилиндрической и шаровой заготовки

Заготовка	Способ штамповки	Неравномерность деформации по сечениям шестерни		
		По высоте ступицы	По горизонтальной оси симметрии	По высоте венца
Цилиндрическая	Облойная	2,2	3,28	3,31
Шаровая	Безоблойная	1,93	2,33	2,33

В табл. 3 приведены данные по неравномерности деформации при моделировании штамповки шестерни.

При штамповке шестерни из шаровой заготовки неравномерность деформации меньше, чем при штамповке из цилиндрической заготовки. По результатам моделирования максимальная сила при безоблойной штамповке шестерни из шаровой заготовки составляет 8,43 МН. При облойной штамповке из цилиндрической заготовки сила выше на 16 %. С уменьшением коэффициента трения сила снижается на 5 %.

Таким образом, по результатам компьютерного моделирования и экспериментальных исследований технологический комплекс по-

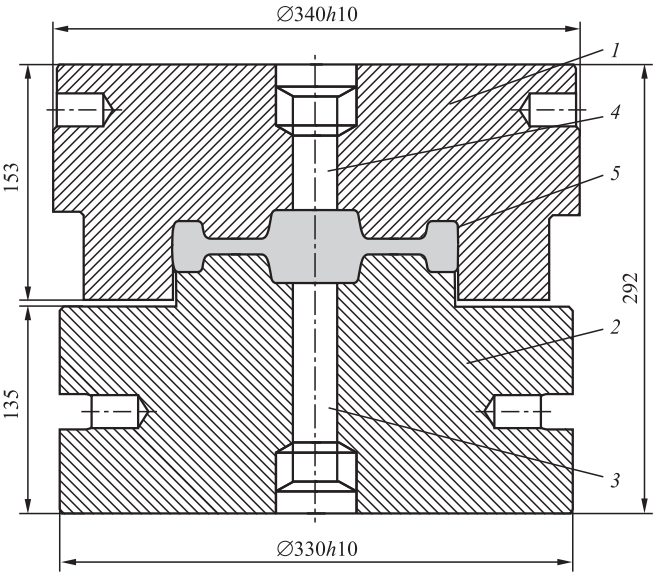


Рис. 3. Конструкция штампа для безоблойной штамповки шестерни:

1 — пуансон; *2* — матрица; *3*, *4* — выталкиватель; *5* — поковка

лугорячей безоблойной штамповки шестерни из шаровой заготовки можно рекомендовать к внедрению.

На рис. 3 приведена конструкция штампа для безоблойной штамповки шестерни. Промышленное апробирование безоблойной штамповки шестерни осуществляли из шаровой заготовки диаметром 105 мм. Шары, используемые в качестве заготовки, были получены поперечно-винтовой прокаткой на шаропрокатном стане.

Нагрев шара проводили в индукционном нагревателе ИК1 750/1 с темпом выдачи заготовок, установленным технологическим процессом для цилиндра. Температура нагрева шаровой заготовки составляла 850 °С. Контроль температуры нагрева осуществляли с помощью оптического пирометра (ГОСТ 28243—96).

При нагреве шаровая заготовка легко перемещалась качением по направляющим трубкам индуктора. Нагрев проводился равномерно по всей поверхности заготовки. Перемещение шаров качением в индукционном нагревателе исключает возможность заклинивания заготовок в рабочем пространстве индуктора, а также способствует уменьшению износа направляющих трубок.

Нагретые шаровые заготовки подавали на кривошипный горячештамповочный пресс АК КБ8544 и штамповали в одном чистовом ручье. Процесс безоблойной штамповки шестерни показал, что штамп заполняется металлом полностью, вытеснения металла в заусенец не происходит, зажимы, разрушения и другие дефекты отсутствуют [9, 10].

Возможность штамповки поковки без предварительной осадки обусловлена конструкцией чистового ручья штампа, в котором точность центрирования шаровой заготовки осуществляется за счет полости, в которой формируется ступица шестерни.

Целесообразность исключения из технологического процесса операции осадки заключается в том, что этот ручей используется для того, чтобы сбить окалину и обеспечить осаженной заготовке хорошую фиксацию в последующем ручье. Но на шаровой заготовке, которую нагревают до более низких температур, и имеющей меньшую площадь поверхности по сравнению с цилиндрической заготовкой, образуется меньше окалины. Отсутствие выступов и углов на шаре способствует более равномерному нагреву шаровой заготовки по сравнению с цилиндрической.

Возможность безоблойной штамповки из шаровой заготовки без предварительной осадки подтверждена промышленными экспериментами.

На рис. 4 приведены операционные эскизы горячей штамповки шестерни по существовавшей технологии с облоем из цилиндрической заготовки и новой безоблойной штамповки шестерни из шаровой заготовки.

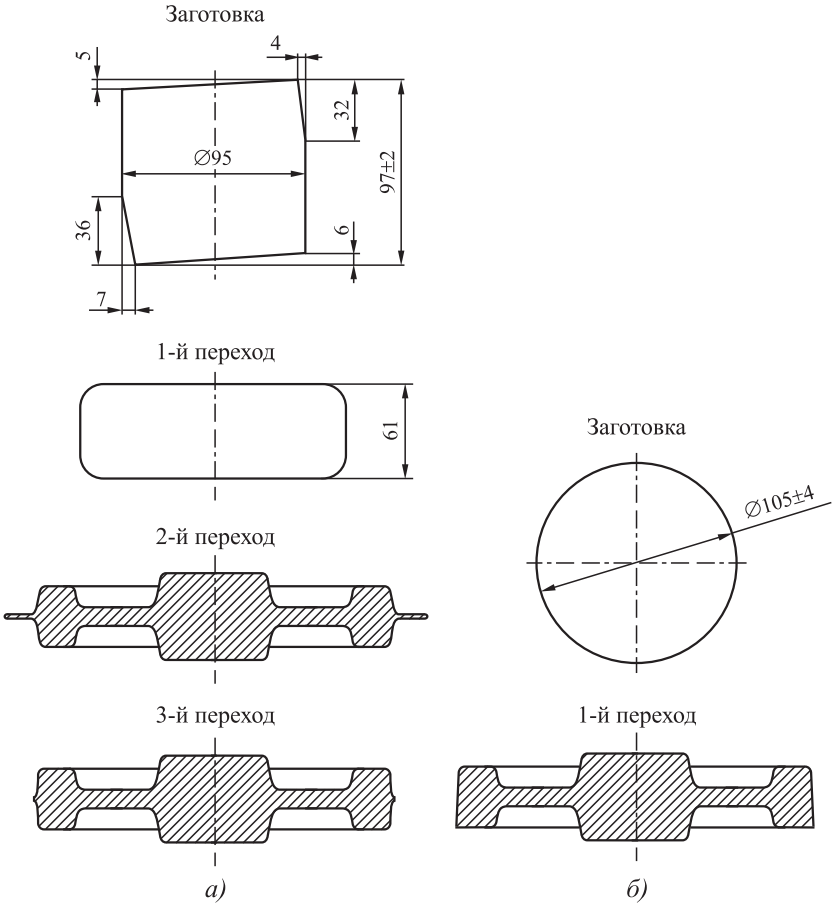


Рис. 4. Операционные эскизы штамповки шестерни из цилиндрической (*а*) и шаровой (*б*) заготовок

По технологии с облоем отрезанную цилиндрическую заготовку нагревают в индукторе, осуществляют ее осадку, затем штамповку в чистовом штампе и обрезку облоя.

При штамповке из шаровой заготовки число операций уменьшается на два перехода. Пресс для обрезки облоя силой 25 000 кН не используется в технологическом процессе штамповки шестерни.

Расчеты показали, что при производстве шестерни безоблойной штамповкой из шаровой заготовки в результате более низкой температуры нагрева заготовки снижается расход электроэнергии до 20 %, экономия металла на одной поковке составляет 0,65 кг (13,7 %) по сравнению с получением этой же поковки горячей объемной штамповкой с облоем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филиппова М.В., Сметанин С.В., Прудкий Е.Е.** Комплекс полугорячей объемной штамповки // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: тр. всерос. науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. Новокузнецк: СибГИУ, 2016. С. 227—229.
2. **Штамповка** осесимметричных поковок / В.Н. Перетятько, А.В. Бахаев, М.В. Филиппова, С.А. Вахман // Известия вузов. Черная металлургия. 2009. № 4. С. 21—22.
3. **Перетятько В.Н., Филиппова М.В., Климов А.С. и др.** Шаровая заготовка // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 3. С. 17—19.
4. **Филиппова М.В., Климов А.В., Перетятько В.Н.** Качество мелющих шаров // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 12. С. 17—19.
5. **Малоотходная** штамповка из шаровой заготовки / М.В. Филиппова, А.В. Бахаев, Г.С. Котлов, В.Н. Перетятько // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургия. 2010. Вып. 25. С. 67—70.
6. **Перетятько В.Н., Филиппова М.В.** Выбор оптимальной температуры нагрева заготовок для полугорячей штамповки // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 6. С. 16—19.
7. **Филиппова М.В.** Аналитический расчет функции желательности при полугорячей штамповке стали 18Х2Н4М // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 4. С. 67—68.
8. **Филиппова М.В., Перетятько В.Н., Темлянцев М.В.** Разработка и внедрение энерго- и ресурсосберегающих технологий обработки металлов давлением. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2016. 269 с.
9. **Развитие** теории и практики металлургических технологий: в 3 т. / под ред. В.Н. Перетятько, Е.В. Протопопова, И.Ф. Селянина. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетятько, М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова. М.: Теплотехник, 2010. 352 с.
10. **Филиппова М.В., Бахаев А.В., Федоров А.А.** Применение шаровой заготовки для штамповки // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: тр. всерос. науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. Новокузнецк: СибГИУ, 2009. Вып. 13. С. 113—115.

Марина Владимировна Филиппова, канд. техн. наук, filippova_mv@mail.ru;
Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук;
Евгений Евгеньевич Прудкий;
Андрей Владимирович Бахаев, канд. техн. наук

УДК 621.7

Г.Д. Григоренко, С.А. Евсюков
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Влияние параметров печати на прочность деталей штампов, изготовленных методом послойного наплавления полимера

Рассмотрен FDM-метод аддитивных технологий как альтернативный способ изготовления деталей штампов в мелкосерийном производстве. Приведены сравнительные значения прочности при сжатии получаемых деталей в зависимости от температуры печати и диаметра сопла экструдера.

Ключевые слова: штамповая оснастка; FDM-прототипирование; прочность; параметры печати; диаметр сопла экструдера; температура печати.

Additive layer manufacturing technology such as fused deposition modelling (FDM) as alternative way of obtaining of die parts in low-volume production is considered. Comparative compressive strength values of the received FDM-parts depending on print temperature and size of the extruder nozzle are presented.

Keywords: die tooling; FDM; strength; print settings; size of extruder nozzle; print temperature.

Традиционное производство листовых деталей в основном ориентированно на изготовление больших объемов продукции и основано на применении специальных дорогостоящих инструментов — штампов.

Использование штампов оправданно при крупносерийном, массовом производстве, так как в этом случае удельная стоимость продукции относительно невелика. Однако при изготовлении малых партий деталей применение дорогостоящего инструмента невыгодно, поскольку существенно повышает стоимость единицы продукции. Такие тенденции привели к поиску альтернативных технологий, позволяющих сократить время разработки деталей и стоимость их производства.

Альтернативой стало использование нетрадиционных инструментальных материалов в качестве оснастки, таких как полимеры. Однако технология изготовления такой оснастки не изменилась и также предполагает применение механообрабатывающих станков и режущего инструмента.

В настоящее время все большей популярностью пользуются аддитивные технологии, в частности FDM-прототипирование, которое предполагает изготовление деталей путем добавления материала слой за слоем, повторяющим контур цифровой 3D-модели.

Для применения данной технологии в целях производства штампового инструмента необходимо провести ряд исследований, направленных на изучение поведения инструмента под нагрузкой и определение области его применения. Несмотря на то что физико-механические свойства материалов, используемых при прототипировании, известны, необходимо установить как процесс изготовления инструмента, а именно основные технологические параметры печати влияют на конечные механические характеристики получаемых деталей.

Многие производители 3D-оборудования приводят данные физико-механических характеристик послойно напечатанных материалов, однако эти значения существенно отличаются друг от друга. Например, по данным компании Picaso-3D прочность при растяжении ABS-пластика составляет 22 МПа, что ниже значения прочности 29,6 МПа, полученного компанией REC [1, 2].

Расхождение по прочности также обнаружено в других работах. Исследования [3] показали, что в зависимости от направления волокон предел прочности при растяжении изменялся от 20 до 30 МПа, а при сжатии — от 42 до 46 МПа. Аналогичные испытания описаны в работе [4], при которых прочность образцов составила при испытании на растяжение 12...18 МПа и на сжатие 37...42 МПа. Таким образом, ориентация волокон в большей степени влияет на прочность при растяжении, чем при сжатии.

В работах [3, 4] использован один и тот же материал, однако результаты между собой различаются. Можно предположить, что это связанно с технологическим процессом получения детали, а именно с расплавлением полимера по контуру сечения детали слой за слоем с последующим его охлаждением. Конечная деталь представляет собой не монолитное тело, а множество спеченных друг с другом волокон полимера.

Основными параметрами печати являются температура расплавления полимера и диаметр сопла экструдера, подающего расплавленный полимер в рабочее пространство. Так как основную нагрузку в производстве листовых деталей воспринимает формообразующий инструмент, важно определить влияние данных параметров на прочность инструмента.

Для определения влияния температуры печати на прочность конечной детали были проведены испытания на сжатие образцов, полученных методом FDM-прототипирования, согласно международному стандарту ASTM D695. Данный стандарт использован для сравнения полученных результатов с данными зарубежных исследователей.

Материал образцов — ABS-пластик, выпускаемый компанией REC. Основные прочностные характеристики ABS-пластика: прочность при растяжении 29,6 МПа; прочность при сжатии 49,3 МПа [2].

Соответствующие образцы для испытаний были напечатаны на 3D-принтере Prusa Bizon i3 с толщиной слоя 0,256 мм, с полным внутренним заполнением, в котором каждый слой накладывался под углом 45° относительно платформы, а угол между слоями составлял 90°. Образцы имели квадратное поперечное сечение размерами 12,5×12,5 мм и высотой 25 мм.

Температуру печати варьировали от 210 до 240 °С в соответствии с диапазоном стеклования ABS-термопластика. При изменении температуры с шагом 10 °С было напечатано по четыре образца с различными диаметрами сопел экструдера: 0,4 мм — образцы № 1—4; 0,6 мм — образцы № 5—8; 0,8 мм — № 9—12; 1 мм — № 13—16 (рис. 1).

Далее на электронных весах измеряли массу каждого образца, масса всех образцов одинаковая и равна 3,5 г. Погрешность электронных весов по паспорту составляет 0,1 г.

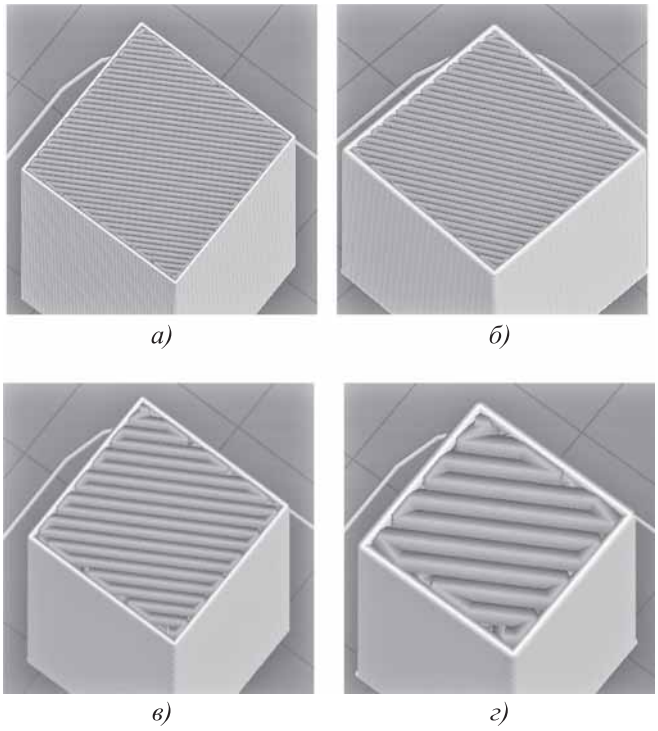


Рис. 1. Траектория движения экструдера при печати экспериментальных образцов:
а — № 1—4; *б* — № 5—8; *в* — № 9—12; *г* — № 13—16

Таким образом, при изменении диаметра сопла экструдера и температуры печати плотность заполнения каждого образца примерно одинакова с относительной погрешностью измерения не более 3 %.

Испытание на сжатие проводили на универсальной испытательной машине Instron D600X. Скорость перемещения траверсы была постоянной (1,3 мм/мин). По результатам испытаний получены первичные машинные диаграммы, которые в системе автоматизированного проектирования MathCad были преобразованы в зависимости напряжений от деформаций. Полученные результаты испытаний представлены на рис. 2 и 3.

Как видно из рис. 2, характер изменения зависимости напряжений от деформаций одинаков, однако, их максимальные значения при одних и тех же значениях деформаций отличаются. Это свидетельствует о том, что температура печати и диаметр сопла экструдера оказывают влияние на прочностные характеристики получаемых образцов.

Несмотря на то что при испытаниях на сжатие образцы выдерживают без разрушения напряжения, значительно выше предела про-

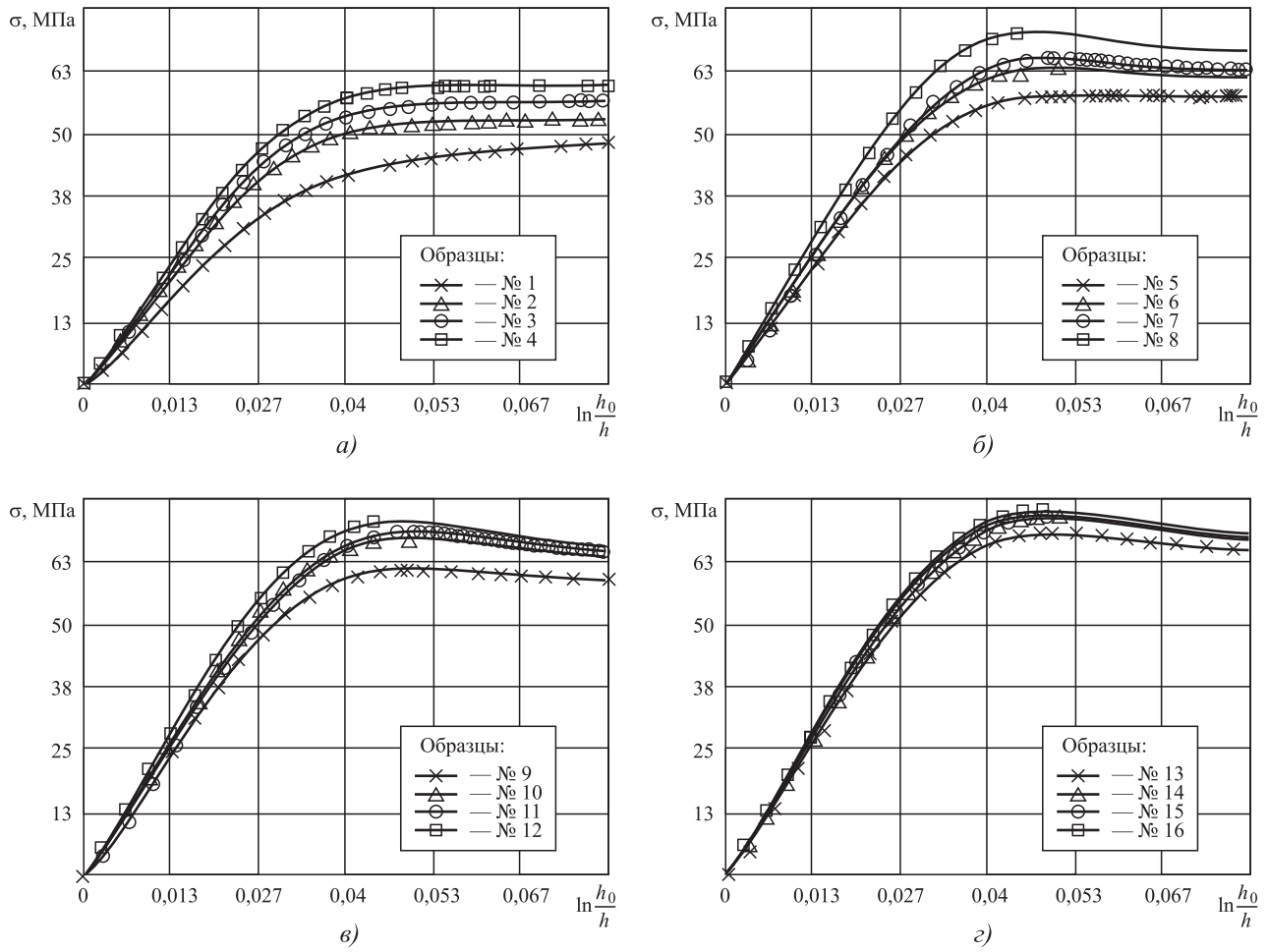


Рис. 2. Зависимости напряжения σ — истинные деформации $\varepsilon_{ист} = \frac{h_0}{h}$, полученные путем испытания на сжатие образцов: *а* — № 1—4; *б* — № 5—8; *в* — № 9—12; *г* — № 13—16; h_0 — начальная высота образца; h — высота образца при испытании на сжатие

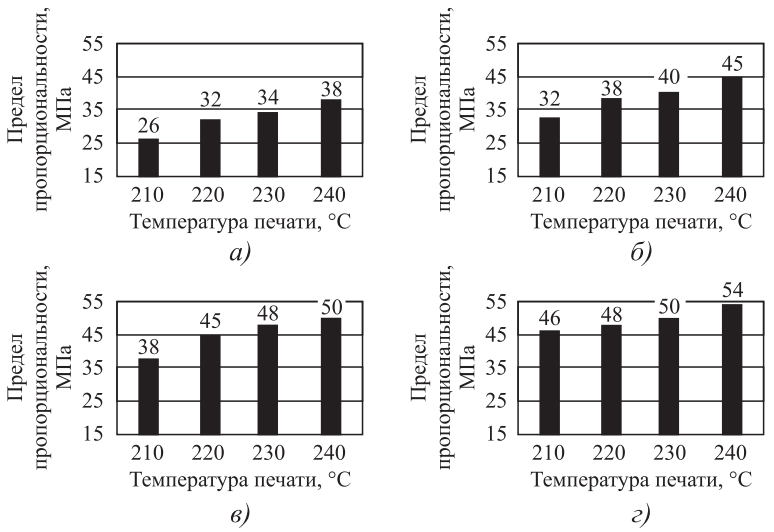


Рис. 3. Значения пределов пропорциональности для образцов, напечатанных с разными диаметрами сопел экструдера: *а* — 0,4 мм; *б* — 0,6 мм; *в* — 0,8 мм; *г* — 1 мм

порциональности, их геометрические размеры после разгрузки не будут соответствовать изначальным геометрическим размерам, что для деталей штампа не всегда приемлемо. Поэтому в качестве показателя прочности, характеризующего предельную допустимую нагрузку на штамп, был взят предел пропорциональности.

Согласно стандарту ASTM D695, предел пропорциональности соответствует точке перехода от линейного участка кривой "напряжение — деформация" к криволинейному участку и является максимальным напряжением, при котором соблюдается закон Гука, т.е. деформация тела прямо пропорциональна приложенной нагрузке.

Температура печати оказывает сильное влияние на прочность получаемых деталей, особенно при печати с малыми диаметрами сопла экструдера (см. рис. 2, *а*, *б*). Повышение температуры приводит к увеличению прочности. Вероятно, это связанно с тем, что при высоких температурах печати происходит повышение адгезии между волокнами полимера. Также повышению прочности способствует увеличение диаметра сопла экструдера. В проведенных экспериментах наблюдали значительный рост прочности от 38 до 54 МПа, что на 18,5 % выше результатов испытаний модифицированного пластика ABS P430, полученных в работе [3].

На рис. 3 приведены значения пределов пропорциональности образцов, напечатанных экструдерами с разными диаметрами сопла при различных температурах. При повышении температуры печати от 210 до 240 °С прочность образцов увеличивается от 15 до 31 %. Также по диаграммам видно, как сильно влияет диаметр сопла экструдера на прочность. При одной и той же температуре печати увеличение диаметра сопла экструдера приводит к повышению прочности на 29...43 %.

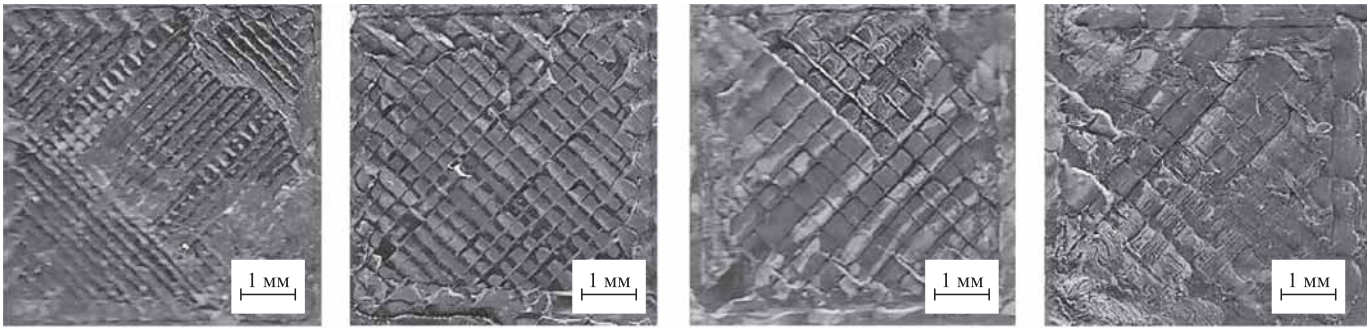
Максимальные напряжения, выдерживаемые образцами, превышают предел пропорциональности. Это обеспечивает дополнительный запас прочности для единичного деформирования, при котором сохранение размеров инструмента после формоизменения не является обязательным.

Для понимания вопроса влияния технологических параметров печати на прочность рассмотрим макроструктуру полученных образцов (рис. 4). Макроструктура представляет собой множество спеченных друг с другом волокон полимера. Логично предположить, что чем ниже температура спекания волокон, тем менее стабильно протекает данный процесс. Вместе с этим, чем меньше диаметр сопла экструдера, тем больше контактов спеченных друг с другом волокон полимера по всему объему детали вследствие уменьшения их размеров. Эти два фактора приводят к увеличению количества пустот между волокнами, а следовательно, к снижению прочности.

При увеличении диаметра сопла экструдера уменьшается количество микропустот между волокнами, а также увеличивается площадь контакта волокон между слоями, из которых состоит изготовляемая деталь. Высокие температуры печати способствуют наибольшему спеканию волокон между собой и лучшей адгезии между слоями.

Для апробации полученных результатов было проведено испытание на стойкость пробивных пуансонов, изготовленных послойным наплавлением полимера. В алюминиевых заготовках толщиной 0,5 мм пробивались отверстия диаметром 25 мм. На рис. 5 показаны пробивные пуансоны, напечатанные при лучшем и худшем значениях параметров печати, а также детали с пробитыми этими пуансонами отверстиями.

Эксперимент показал низкую стойкость пробивного пуансона (см. на рис. 5 справа), изготовленного с худшими параметрами печати. Инструмент потерял стойкость и разрушился на 25-й пробивке. При оптимальных параметрах печати стойкость инструмента (см.



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 4. Макроструктура поперечного сечения образцов в зависимости от диаметра сопла экструдера:
а — 0,4 мм; *б* — 0,6 мм; *в* — 0,8 мм; *г* — 1 мм

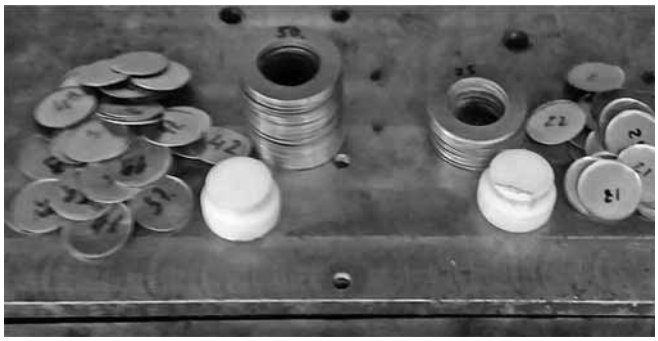


Рис. 5. Пробивные пуансоны и детали с пробитыми отверстиями

на рис. 5 слева) возросла в 2 раза и составила 50 отверстий.

Заключение. Путем послойного наплавления полимера можно получать детали, прочность которых достаточна для использования их в качестве деформирующего инструмента при изготовлении небольших партий деталей из листовых материалов.

При этом за счет варьирования такими параметрами FDM-прототипирования, как температура печати и диаметр сопла экструдера можно добиться существенного увеличения прочности получаемых деталей, используя один и тот же ABS-пластик.

В частности, повышение температуры печати на 30 °С при постоянном диаметре сопла экструдера способствует увеличению прочности от 25 до 33 %. Изменение диаметра сопла экструдера от 0,4 до 1 мм при постоянной температуре печати приводит к росту прочности от 36 до 42 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Picaso-3d.** Сравнительная таблица характеристик различных видов пластика. Режим доступа: http://picaso-3d.com/ru/products/materials/ (дата обращения: 12.02.2017).
2. **Rec3d.** Характеристика ABS Rec натуральный. Режим доступа: https://rec3d.ru/shop/plastik-dlya-3d-printerov/abs/abs-plastik-rec-1-75-naturalnyj (дата обращения: 12.02.2017).
3. **Structural** and frictional performance of fused deposition modelled acrylonitrile butadiene styrene (P430) with a view to use as rapid tooling material in sheet metal forming / Alan G. Leacock // Key Engineering Materials. 2015. Vol. 639. P. 325—332.
4. **Ziemian C., Sharma M., Ziemian S.** Anisotropic properties of ABS parts fabricated by fused deposition modelling, in M Gokcek (Ed.) // Mechanical Engineering: Intech 2012. P. 159—180. http://www.intechopen.com/books/mechanical-engineering

Григорий Дмитриевич Григоренко,
griggd@ya.ru;
Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Кирсанов С.В., Гречишников В.А., Бабаев А.С.

ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ СВЕРЛЕНИЯ ГЛУБОКИХ И ТОЧНЫХ ОТВЕРСТИЙ МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ / под общ. ред. С.В. Кирсанова.

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 188 с.

ISBN 978-5-9907638-1-4

Рассмотрены современные конструкции ружейных сверл с твердосплавными стеблями, применяемые для сверления глубоких и точных отверстий малых диаметров. Даны рекомендации по их проектированию, изготовлению и эксплуатации. Приведены сведения о технологических возможностях этих инструментов.

Для технологов и конструкторов машиностроительных предприятий, может быть полезна студентам втузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.778.014

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

Аналитические зависимости для расчета прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля

Построены зависимости от коэффициента вытяжки прироста осевого напряжения от противонатяжения при различных значениях коэффициентов трения и упрочнения и угла волочения. Предложенная формула в отличие от известных зависимостей показывает возможность нулевого или отрицательного прироста осевого напряжения от действия противонатяжения. Расчеты по новой формуле показали снижение прироста осевого напряжения от противонатяжения с увеличением коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения и уменьшением угла волочения. Приведена новая зависимость для расчета прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при отсутствии деформационного упрочнения.

Ключевые слова: волочение; проволока; противонатяжение; осевое напряжение; метод расчета; коэффициенты трения и упрочнения.

On different formulas dependences on drawing ratio of gain of axial tension on back tension for different values of ratios of friction and hardening and angle of drawing are constructed. The offered formula unlike the known dependences shows possibility of zero or negative gain of axial tension from action of back tension. Calculations for new formula shown decrease in gain of axial tension from back tension with increase in ratios of drawing, friction and hardening and reduction of angle of drawing. New dependence for calculation of gain of axial tension on action of back tension in the absence of deformation hardening is given.

Keywords: drawing; wire; back tension; axial stress; method of calculation; ratios of friction and hardening.

При волочении с противонатяжением необходимо знать дополнительный прирост осевого напряжения от действия силы натяжения входящего конца проволоки (прутка). В настоящее время предложен ряд аналитических формул для расчета этого прироста [1—4]. Наиболее часто используют зависимость

$$\sigma_{zq} = \sigma_q / \mu^{f/\operatorname{tg}\alpha}, \qquad (1)$$

где σ_q — напряжение противонатяжения; f — коэффициент трения; α — угол наклона образующей рабочего конуса волоки к оси волочения или угол волочения; $\mu = (r_0/r_к)^2$ — коэффициент вытяжки в проходе волочения; r_0, $r_к$ — радиус проволоки до и после обжатия. Автор формулы (1) неизвестен. Формула (1) не учитывает характеристики прочности протягиваемого материала.

Для модели упрочнения (2) предложена формула (3) для расчета прироста осевого напряжения от противонатяжения [5, 6]:

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

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[1 - \frac{f\left(\mu^k - 1\right)}{k \operatorname{tg}\alpha} \right], \qquad (3)$$

где σ_{s0} — предел текучести металла на входе волоки; k — коэффициент деформационного упрочнения.

В отличие от формулы (1) новая зависимость (3) включает в себя коэффициент упрочнения k. Если упрочнение отсутствует ($k = 0$), то из формулы (3) следует [6]

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[1 - \frac{f \ln \mu}{\operatorname{tg} \alpha} \right]. \qquad (4)$$

Цель работы — сравнение значений прироста осевого напряжения по формулам (1), (3) и (4) при разных параметрах деформации круглого сплошного профиля.

На рис. 1 приведены зависимости прироста σ_{zq} по формулам (1), (3) и (4) от коэффициента вытяжки при напряжении противонатяжения $\sigma_q = 250$ МПа и коэффициентах трения 0,05 и 0,15. Угол волочения $\alpha = 5$ и 10°, коэффициент упрочнения $k = 0{,}25$ и 1,37.

Значение коэффициента упрочнения $k = 0{,}25$ характерно при холодном волочении углеродистых сталей после патентирования. Значение $k = 1{,}37$ — коэффициент упрочнения нержавеющей стали 12Х18Н10Т в первых проходах маршрута холодного волочения [4].

Прирост σ_{zq} по разным формулам снижается с ростом коэффициентов вытяжки и трения и с уменьшением угла волочения α. Максимальный прирост σ_{zq} получен по формуле (1) (см. рис. 1, кривые *1* и *5*). Из сравнения расположения кривых *2* и *3* при $\alpha = 5°$ и кривых *6* и *7* при $\alpha = 10°$ следует вывод: с повышением интенсивности деформационного упрочнения прирост σ_{zq} по формуле (3) снижается.

Формула (4), как и зависимость (1), не учитывает интенсивность упрочнения. Однако значение σ_{zq} по новой формуле (4) меньше, чем по известной зависимости (1). Это видно из сравнения расположения кривых *1* и *4* (см. рис. 1) при $\alpha = 5°$ и кривых *5* и *8* при $\alpha = 10°$. При коэффициенте трения 0,15 и угле волочения 5° прирост σ_{zq} по новой формуле (3) равен нулю при коэффициенте вытяжки, отмеченном точкой пересечения линии *3* и абсциссы рис. 1, *б*.

Прирост σ_{zq} по формулам (3) и (4) в сравнении с приростом по формуле (1) определяли по выражению

$$\delta\sigma_{zq} = \frac{100\left(\sigma_{zq}^{(1)} - \sigma_{zq}\right)}{\sigma_{zq}^{(1)}}, \qquad (5)$$

где $\sigma_{zq}^{(1)}$ — прирост по формуле (1); σ_{zq} — прирост по формуле (3) или (4). Для оценки различия δ (5) использовали данные рис. 1.

Кривые рис. 2 возрастают и расходятся с увеличением коэффициента вытяжки. Сопоставление данных рис. 2, *а*, *б* дает основание для вывода о значительном влиянии коэффициента трения на показатель $\delta\sigma_{zq}$ (5).

Прирост σ_{zq} по формуле (1) значительно больше, чем по формуле (3) особенно при интенсивном упрочнении ($k = 1{,}37$) и меньшем значении угла α, что показывает кривая *2*.

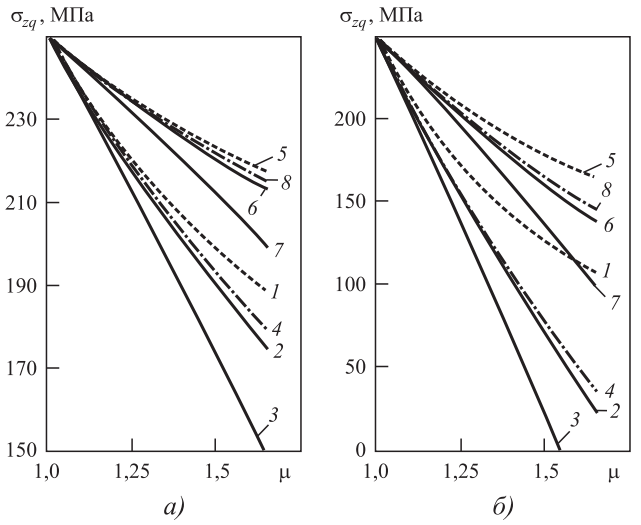


Рис. 1. Зависимость прироста σ_{zq} по различным формулам от коэффициента вытяжки μ при действии напряжения противонатяжения 250 МПа:

а — $f = 0{,}05$; *б* — $f = 0{,}15$; *1—4* — $\alpha = 5°$; *5—8* — $\alpha = 10°$; *1*, *5* — формула (1); *2*, *6* — формула (3), $k = 0{,}25$; *3*, *7* — формула (3), $k = 1{,}37$; *4*, *8* — формула (4)

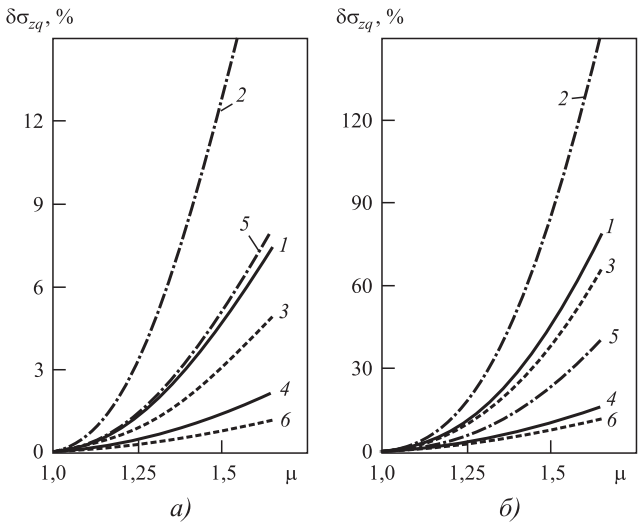


Рис. 2. Различие значений прироста $\delta\sigma_{zq}$ (5) в зависимости от коэффициента вытяжки μ:

а — $f = 0{,}05$; *б* — $f = 0{,}15$; *1—3* — $\alpha = 5°$; *4—6* — $\alpha = 10°$; *1*, *4* — формула (3) в оценке (5) при $k = 0{,}25$; *2*, *5* — формула (3) в оценке (5) при $k = 1{,}37$; *3*, *6* — формула (4) в оценке (5)

Рост коэффициента упрочнения от 0,25 до 1,37 привел к существенному повышению $\delta\sigma_{zq}$. Это показывает сравнение расположения кривых *1* и *2* при $\alpha = 5°$ и кривых *4* и *5* при $\alpha = 10°$.

Прирост σ_{zq} (1) вместе с формулой Зибеля используют для расчета осевого напряжения на выходе волоки при волочении с противонатяжением [3]

$$\sigma_z = \sigma_s \ln\mu(1 + f/\operatorname{tg}\alpha) + \sigma_q/\mu^{f/\operatorname{tg}\alpha}, \qquad (6)$$

где σ_s — средний предел текучести в очаге пластической деформации.

Также определим осевое напряжение σ_z, используя формулу (3) и соответствующее ей выражение для расчета прироста осевого напряжения от контактного трения и пластического формоизменения заготовки

$$\sigma_z = \frac{\sigma_{s0}}{k}\left(\mu^k - 1\right)\left(1 + f/\operatorname{tg} a\right) + \\ + \sigma_q\left[1 - \frac{f\left(\mu^k - 1\right)}{k\operatorname{tg}\alpha}\right]. \qquad (7)$$

Уравнение (4) применим вместе с формулой Зибеля

$$\sigma_z = \sigma_s \ln\mu\left(1 + f/\operatorname{tg}\alpha\right) + \sigma_q\left[1 - \frac{f\ln\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right]. \qquad (8)$$

Формула Зибеля (9) и выражение (10) в формуле (7) определяют прирост осевого напряжения σ_{zk} в рабочем конусе волоки:

$$\sigma_{zk} = \sigma_s \ln\mu\left(1 + f/\operatorname{tg}\alpha\right); \qquad (9)$$

$$\sigma_{zk} = \frac{\sigma_{s0}}{k}\left(\mu^k - 1\right)\left(1 + f/\operatorname{tg} a\right). \qquad (10)$$

Осевое напряжение σ_z по формулам (6)—(8) вычисляли в зависимости от коэффициента вытяжки (рис. 3). В принятой модели (2) исходный предел текучести $\sigma_{s0} = 1000$ МПа, а коэффициент упрочнения $k = 0{,}25$ и 1,37. Значения угла волочения и коэффициента трения не изменяли.

Данные рис. 3 показывают рост осевого напряжения σ_z по формулам (6)—(8) с увеличением коэффициента вытяжки. При $f = 0{,}15$, $k = 1{,}37$ и $\alpha = 5°$ напряжение больше σ_z (см. рис. 3, *г*). С ростом степени деформации повысилась значимость влияния угла волочения α на напряжение σ_z, так как расходятся кривые *1* и *4*, *2* и *5* и *3* и *6*, полученные по соответствующим формулам (6)—(8). Формулы (6) и (8) дают более близкие значения осевого напряжения σ_z:

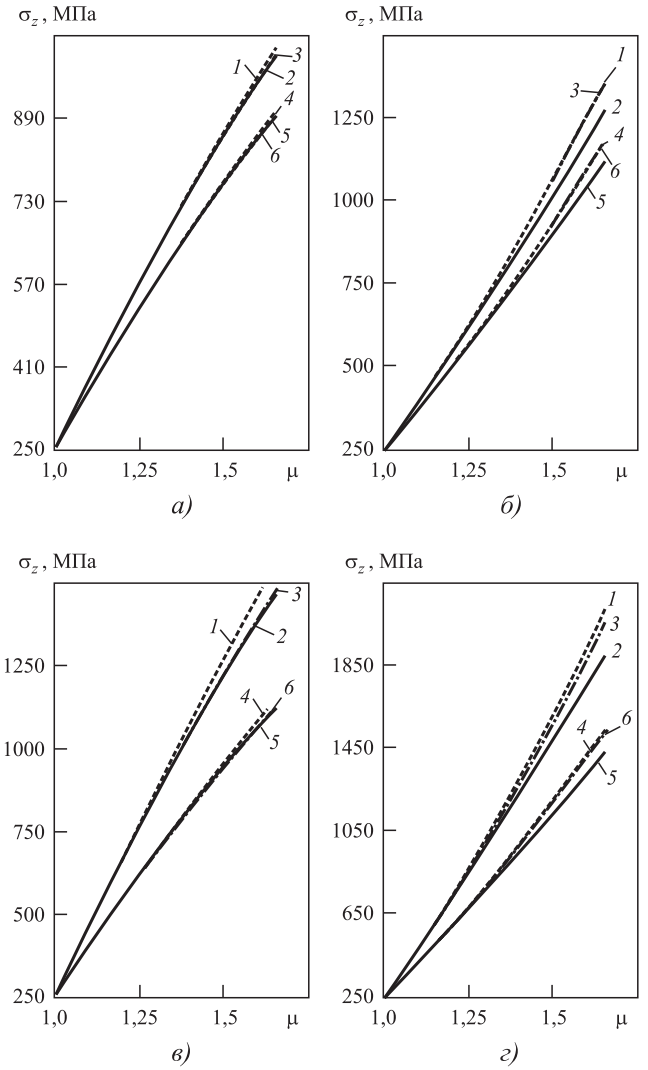


Рис. 3. Осевое напряжение σ_z по формулам (6)—(8) в зависимости от коэффициента вытяжки μ:

а, *б* — $f = 0{,}05$; *в*, *г* — $f = 0{,}15$; *а*, *в* — $k = 0{,}25$; *б*, *г* — $k = 1{,}37$; *1—3* — $\alpha = 5°$; *4—6* — $\alpha = 10°$; *1*, *4* — формула (6); *2*, *5* — формула (7); *3*, *6* — (8)

кривые *1* и *3* при $\alpha = 5°$ и кривые *4* и 6 при $\alpha = 10°$ находятся ближе друг к другу.

Сравнивали значения осевого напряжения σ_z по формулам (7) и (8) с аналогичными значениями по известной формуле (6), используя выражение

$$\delta\sigma_z = \frac{100\left(\sigma_z^{(6)} - \sigma_z\right)}{\sigma_z^{(6)}}, \qquad (11)$$

где $\sigma_z^{(6)}$ — осевое напряжение по формуле (6); σ_z — напряжение по формуле (7) или (8). Расхождение $\delta\sigma_z$ определяли по исходным данным, принятым при построении рис. 3.

Расхождение $\delta\sigma_z$ (11) увеличивается с ростом коэффициентов вытяжки, трения и упрочне-

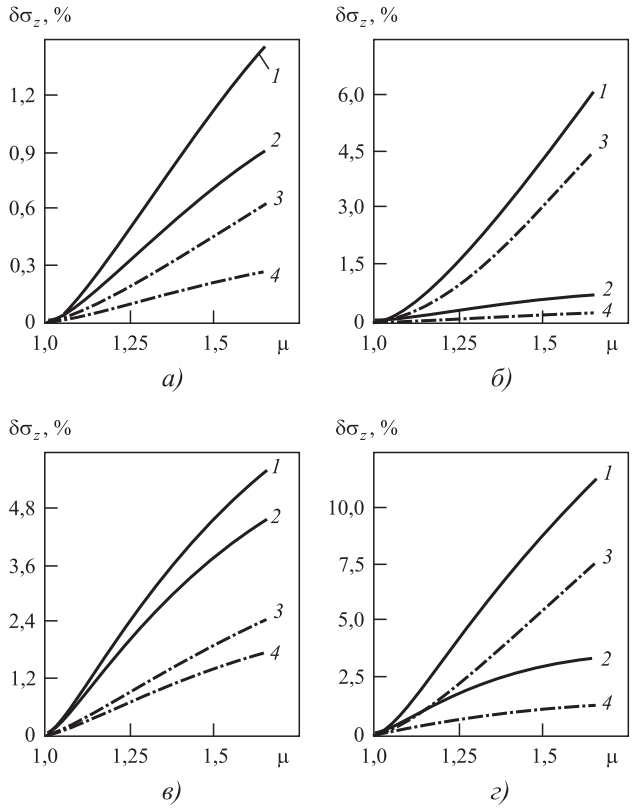


Рис. 4. Расхождение $\delta\sigma_z$ при напряжении противонатяжения 250 МПа в зависимости от коэффициента вытяжки μ:

1, *2* — α = 5°; *3*, *4* — α = 10°; *1*, *3* — формула (7) в оценке (11); *2*, *4* — формула (8) в оценке (11)

ния и уменьшением угла α. Это видно из сравнения данных рис. 4, *а*, *г*. При коэффициентах трения 0,05 и упрочнения 0,25 (см. рис. 4, *а*) практически отсутствует различие значений напряжения σ_z по формулам (6)—(8). Только при высоких значениях коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения заметна величина расхождения $\delta\sigma_z$ (11). Кривые *2* и *4*, полученные с использованием формулы (8), находятся ниже, чем соответствующие кривые *1* и *3* по формуле (7), входящей в оценку (9).

Таким образом, формула (8) дает более близкие значения осевого напряжения к аналогичным значениям по формуле (6), чем зависимость (7). Поскольку при коэффициенте вытяжки μ > 1,5 прирост σ_{zq} мал, то данные рис. 4 позволяют сделать вывод о близости значений осевого напряжения по формуле Зибеля (9) и новому уравнению (10). Значение $\delta\sigma_z$ меньше оценки $\delta\sigma_{zq}$ (см. рис. 2), так как снижается доля прироста σ_{zq} в осевом напряжении σ_z.

Вычислили отношение осевого напряжения σ_{zk} в рабочем конусе и от действия противонатяжения σ_{zq}

$$Ot = \sigma_{zk}/\sigma_{zq}. \qquad (12)$$

Зависимости для отношения (12) от коэффициента вытяжки представлены на рис. 5. Исходные данные для построения графиков рис. 3 и 5 одинаковые и приведены также в описании рисунка с зависимостями для отношения σ_{zk}/σ_{zq}.

Отношение σ_{zk}/σ_{zq} (12) значительно увеличивается с ростом степени деформации при коэффициенте трения 0,15 (см. рис. 5, *в*, *г*). Это вызвано снижением прироста σ_{zq} от противонатяжения при повышении осевого напряжения σ_{zk} в рабочем конусе.

Отношение σ_{zk}/σ_{zq} больше при α = 5° (кривые *1—3* находятся выше, чем кривые *4—6*). Отношение σ_{zk}/σ_{zq} заметно меньше при рассмотрении составляющих известной формулы (6),

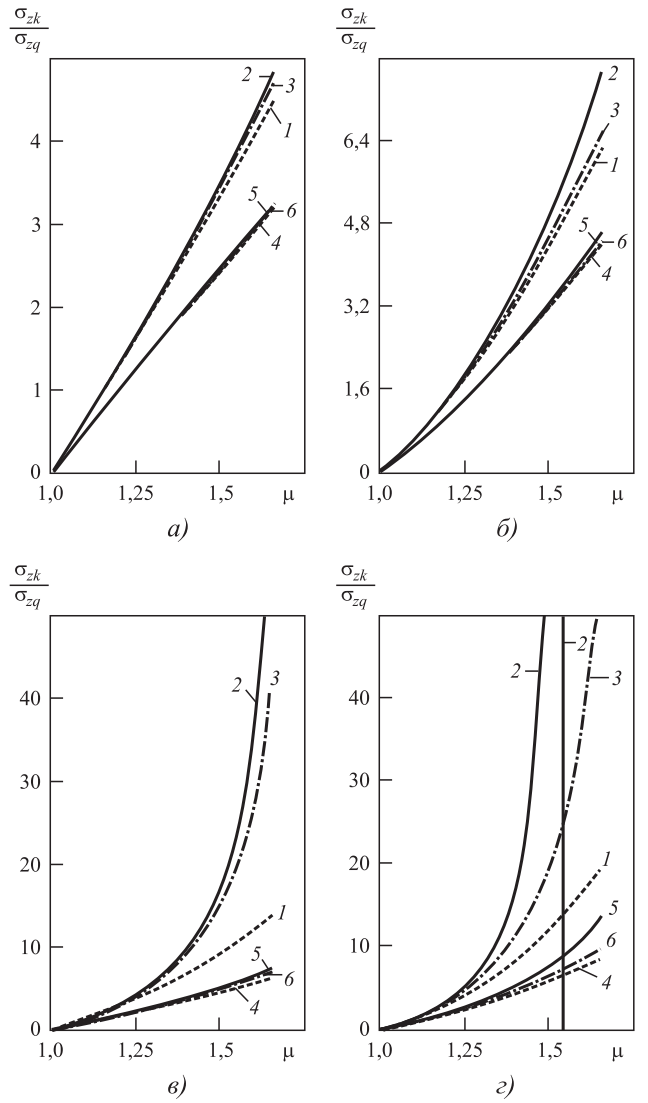


Рис. 5. Отношение σ_{zk}/σ_{zq} (12) в зависимости от коэффициента вытяжки μ:

а, *б* — *f* = 0,05; *в*, *г* — *f* = 0,15; *а*, *в* — *k* = 0,25; *б*, *г* — *k* = 1,37; *1—3* — α = 5°; *4—6* — α = 10°; *1*, *4* — формула (6); *2*, *5* — формула (7); *3*, *6* — формула (8)

что показывает расположение штрихпунктирных кривых *1* и *4* относительно соответствующих других кривых рис. 5.

При расчете отношения σ_{zk}/σ_{zq} с использованием составляющих формулы (7) при $\alpha = 5°$ и $k = 1{,}37$ наблюдается деление на ноль конечного значения осевого напряжения σ_{zk} в рабочем конусе. В результате наблюдается разрыв кривой *2*. Вертикальный участок этой линии пересекает ось абсцисс при коэффициенте вытяжки, при котором прирост σ_{zq} (3) от противонатяжения нулевой. Кривая *3* на рис. 1, *б* подтверждает этот факт.

Если модель упрочнения принята в виде (13), то прирост σ_{zq} осевого напряжения от действия противонатяжения рассчитывают по формуле [7, 8]:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m\varepsilon^n = \sigma_{s0} + m(\ln\mu)^n; \qquad (13)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha}\left(\ln\mu + \frac{m(\ln\mu)^{n+1}}{\sigma_{s0}(n+1)}\right)\right], \qquad (14)$$

где m, n — эмпирические коэффициенты; $\varepsilon = \ln\mu$ — степень деформации.

При отсутствии упрочнения коэффициент $m = 0$ и из формулы (14) следует уравнение (4). Таким образом, при расчетах напряженного состояния при волочении с противонатяжением по формулам, включающим в себя усредненный предел текучести σ_s, целесообразность применения уравнения (4) подтверждается формулами (3) и (14)

Заключение. Построены зависимости от коэффициента вытяжки прироста σ_{zq} осевого напряжения от противонатяжения при разных значениях коэффициентов трения и упрочнения и угла волочения. Формула (3) в отличие от известной зависимости (1) и формулы (4) для случая отсутствия деформационного упрочнения показывает возможность нулевого или отрицательного прироста осевого напряжения от действия противонатяжения, что подтверждает экспериментальные данные авторов работ [3, 9]. По формуле (4) значения прироста осевого напряжения более близки к значениям по формуле (3), чем по известной зависимости (1).

Формула (3) учитывает влияние интенсивности упрочнения на прирост σ_{zq} осевого напряжения: чем больше интенсивность упрочнения, тем меньше прирост σ_{zq}. Это согласуется с результатами расчетов, приведенными в работах [5, 10]. При отсутствии деформационного упрочнения не возможен нулевой прирост σ_{zq} осевого напряжения от противонатяжения.

С увеличением коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения и уменьшением угла волочения снижается прирост осевого напряжения от действия противонатяжения. При этом увеличивается прирост осевого напряжения в рабочем конусе волоки. В результате отношение σ_{zk}/σ_{zq} (12) значительно возрастает.

Формула Зибеля (9) и формула (10) для расчета прироста σ_{zk} осевого напряжения в рабочем конусе волоки дают близкие значения осевого напряжения, что подтверждает результаты расчетов [11].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Губкин С.И.** Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.
2. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. **Тарнавский А.Л.** Эффективность волочения с противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
4. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
5. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.
6. **Гурьянов Г.Н.** К разработке эффективного процесса волочения с противонатяжением круглой сплошной заготовки через волоки с различной формой профиля рабочего канала // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 1. С. 66—74.
7. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от критериев формы очага деформации при разных моделях упрочнения проволоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 11. С. 22—35.
8. **Гурьянов Г.Н.** Прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки от контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 8. С. 32—44.
9. **Николаев В.А., Таратута К.В.** Возможность уменьшения трения при волочении стали в сборном инструменте // Сталь. 2001. № 8. С. 89—93.
10. **Гурьянов Г.Н.** Оценка характера влияния формы кривой деформационного упрочнения на напряженное состояние круглого сплошного профиля при волочении с противонатяжением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 12. С. 14—20.
11. **Гурьянов Г.Н.** Оценка допустимых значений параметров деформации проволочной заготовки при заданном запасе прочности // Сталь. 2010. № 8. С. 70 — 74.

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

УДК 669. 3

Ю.Н. Логинов
(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина),
А.С. Овчинников
(ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов")

Влияние присутствия второй фазы на свойства двойных латуней

Выполнен статистический анализ показателей прочности и пластичности при промышленной обработке труб из однофазной и двухфазной латуней. Выявлено, что при одной и той же температуре отжига 650 °С двухфазная латунь имеет меньший уровень прочностных свойств, чем однофазная латунь, несмотря на присутствие в двухфазной латуни упрочняющей составляющей. Повышенная дисперсия временного сопротивления двухфазной латуни объяснена возможностью формирования различных соотношений фаз вариациях параметров производственного процесса. Предложено повысить температуру отжига однофазной латуни для выравнивания свойств с двухфазной латунью.

Ключевые слова: латунь; отжиг; рекристаллизация; латунные трубы; гомологическая температура; прочность; пластичность; статистические расчеты.

Statistical analysis of indicators of strength and ductility in the industrial processing of pipes from single-phase and two-phase brasses is executed. It revealed that under the same annealing temperature of 650 °C two-phase brass shows lower level of tensile properties than single-phase brass, despite the presence in two-phase brass of reinforcing component. Increased dispersion of tensile strength of two-phase brass is associated with the formation of different phases of relations with the variations of the manufacturing process parameters. It is proposed to increase the annealing temperature of the single-phase brass in order to equalize the properties with two-phase brass.

Keywords: brass; annealing; recrystallization; brass pipes; homologous temperature; strength; ductility, statistical calculations.

Сплавы меди с цинком (латуни) являются широко распространенными конструкционными материалами. Умеренное содержание цинка в сплаве до 32,5 % приводит к формированию α-твердого раствора на основе меди с ГЦК-решеткой.

При повышенном содержании цинка в латунях образуется β-фаза как твердый раствор на основе электронного соединения CuZn с ОЦК-решеткой. Ее наличие в состоянии горячей обработки делает материал более пластичным, а деформация происходит при меньших нагрузках на оборудование и инструмент. При температурах ниже примерно 460 °С β-фаза переходит в упорядоченное состояние и ее обозначают как β′-фазу. Ее идентифицируют как более прочное и хрупкое соединение [1].

Таким образом, (α + β)-латуни в холодном состоянии в отличие от горячего состояния должны обладать большей прочностью и меньшей пластичностью, что приходится учитывать при выборе методов обработки [2]. Эти положения могут быть распространены и на сложнолегированные латуни, содержащие β-фазу [3—5].

Указанный подход характерен для материаловедения в области сплавов тяжелых цветных металлов. Наряду с ним существует промышленная практика обработки заготовок, в ко-

торой условия проведения деформационной и термической обработки могут в большой степени отличаться от нормативных требований, что создает дисперсию показателей качества продукции.

Например, в промышленных условиях нельзя достичь высокой скорости охлаждения массивных заготовок, что легко достигается в лабораторной практике. Поэтому необходимо определить показатели надежности технологии, устойчивости свойств продукции при всех вариантах колебаний технологических параметров.

Целью работы является изучение влияния фазового состава двойных латуней на уровень потребительских свойств и их возможные колебания.

Для сравнительного анализа выбрана продукция ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов" за определенный период времени, обусловленный необходимостью сформировать достаточную выборку результатов.

Исследовали холоднодеформированные трубы из латуней Л68 и Л63 в мягком состоянии по ГОСТ 15527—2004. Выбор именно этих двух марок латуней обусловлен тем, что при близости химического состава латунь Л68 относится к α-латуни, а Л63 — к (α + β)-латуни.

Размеры трубы: наружный диаметр 16...28 мм, толщина стенки 0,8...3,0 мм.

Укрупненная технологическая схема производства труб включает в себя плавку, полунепрерывное литье, горячее прессование слитка с предварительной прошивкой, холодную деформацию трубной заготовки, рекристаллизационный отжиг в защитной среде водорода в течение 30...40 мин при температуре 625...650 °С. Температура отжига соответствует рекомендациям справочника "Промышленные цветные металлы и сплавы" (Смирягин В.П. М.: Металлургиздат, 1956. 560 с.).

На рис. 1, *а*, *б* приведены гистограммы относительных частот временного сопротивления $\sigma_в$ однофазной Л68 и двухфазной Л63 латуни в мягком состоянии при общей выборке 168 позиций.

Каждая позиция получена проведением не менее двух измерений в зависимости от массы партии. Из набора измерений для каждой партии рассчитывали средний показатель, который и был представлен позицией. Число измерений составило 420. Относительную частоту определяли как частное от деления абсолютной частоты на число измерений для данного вида продукции.

Как видно из рис. 1, *а*, *б*, левый график имеет вид нормального распределения, а правый график — бимодальный вид. Это свидетельствует о том, что производство труб из двухфазной латуни Л63 сопровождается большим количеством факторов, влияющим на свойства, чем это характерно для производства труб из однофазной латуни Л68. Главным здесь является фактор α — β-превращения, для однофазной латуни этого фактора не существует.

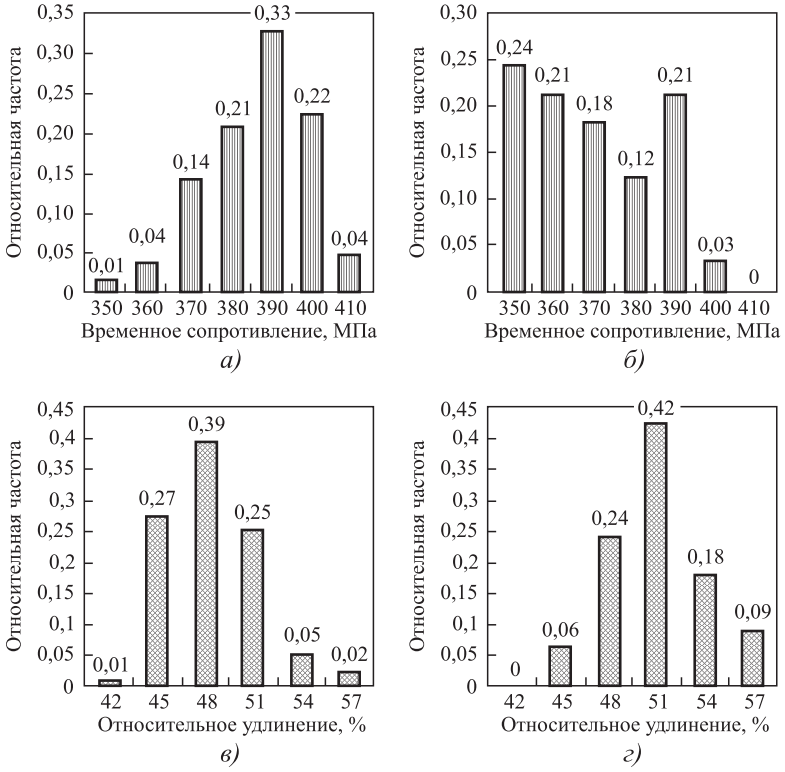


Рис. 1. Гистограммы относительных частот временного сопротивления (*а*, *б*) и относительного удлинения (*в*, *г*) латуней в мягком состоянии:

а, *в* — однофазная латунь Л68; *б*, *г* — двухфазная латунь Л63

Сравнение графиков относительного удлинения (рис. 1, *в*, *г*) показало, что максимальные частоты достигаются при δ = 48 % для латуни Л68 и δ = 51 % для латуни Л63. Таким образом, латунь Л68 пластичнее латуни Л63.

Частота временного сопротивления максимальна при 390 МПа для латуни Л68 и при 350 МПа для латуни Л63, т.е. латунь Л68 прочнее латуни Л63. Оба графика имеют вид нормального распределения, что может свидетельствовать о меньшей чувствительности пластических свойств к процессу фазового перехода.

Далее провели сравнение средних величин и дисперсий показателей прочности и пластичности (табл. 1 и 2).

В мягком состоянии трубы из латуней по ГОСТ 617—2006 должны иметь значение $\sigma_в$ не менее 200 МПа, относительное удлинение δ_{10} не менее 35 %. При этом по ГОСТ 21646—2003 для латуни Л68 в мягком состоянии значение $\sigma_в$ должно быть не менее 290 МПа, относительное удлинение δ_{10} — не менее 40 %.

Как видно из табл. 1, все значения временного сопротивления, включая минимальное, в производственных условиях значительно выше, чем установлено стандартом. Это объясняется тем, что нагрев до температуры 650 °С не приводит к полному отжигу латуней Л68 и Л63. Повышенная прочность металла может удовлетворять потребителей, поскольку требования к пластическим свойствам в мягком состоянии выполняются, значение δ выше 40 %. Недостаточно полный отжиг латуни обеспечивает экономию энергии для его проведения.

Дисперсия $\sigma_в$ для латуни Л63 на 66 % выше, чем для латуни Л68, вследствие того, что присутствие второй фазы в латуни Л63 придает системе лишнюю степень свободы: в ней может присутствовать различное число β'-фазы в зависимости от условий обработки. Эти условия задаются, например, колебаниями температурных режимов прессования [6], прогрева и охлаждения прессового инструмента [7], скорости деформации [8], а также режимом охлаждения самой заготовки после прессования, что в совокупности обеспечивает режим термомеханической обработки. Последний приводит к формированию необходимой структуры, текстуры и механических свойств, что отмечено для двухфазных латуней в работе [9].

Сравнение дисперсий относительного удлинения (см. табл. 2) показало совпадение отклонения 66 % с данными по временному сопротивлению. При этом больший рассев также получен для двухфазной латуни Л63. Средний показатель пластичности латуни Л63 на 5 % выше, чем для латуни Л68, хотя при наличии более хрупкой фазы β' он должен быть ниже. Минимальное значение δ выше нормативного, что соответствует требованиям стандарта.

Следующим вопросом является необходимость объяснения различий между прочност-

1. Сравнение статистических показателей временного сопротивления $\sigma_в$ для латуней Л68 и Л63 в мягком состоянии

Показатель	Л68	Л63	Отклонение, %
Среднее, МПа	382	363	−5
Стандартная ошибка, МПа	1,1	2,9	164
Стандартное отклонение, МПа	13	167	1185
Дисперсия выборки, МПа^2	170	282	66
Интервал	69	59	−14
Минимум	343	333	−3
Максимум	412	392	−5
Объем выборки	135	33	–

2. Сравнение статистических показателей относительного удлинения δ для латуней Л68 и Л63 в мягком состоянии

Показатель	Л68	Л63	Отклонение, %
Среднее, %	47	49	−4,8
Стандартная ошибка, %	0,2	0,6	−160,6
Стандартное отклонение, %	2,7	3,5	−28,9
Дисперсия выборки, %^{2}	7,4	12,2	−66,0
Интервал	15,25	14,25	6,6
Минимум	41,5	42,25	−1,8
Максимум	56,75	56,5	0,4
Объем выборки	135	33	—

ными свойствами латуни Л68 ($\sigma_в$ = 382 МПа) и латуни Л63 ($\sigma_в$ = 363 МПа). При одной и той же температуре отжига $t_о$ = 650 °С получен эффект большего упрочнения именно α-латуни, хотя вследствие наличия более твердой β′-фазы латунь Л63 должна быть более прочной. Наличие этой же более хрупкой фазы должно было сделать латунь Л63 менее пластичной, но результат получен обратный.

Сравним температуры ликвидус латуней Л68 и Л63: $t_л$ = 938 °С и $t_л$ = 910 °С [1] соответственно, что объясняется различным содержанием легкоплавкого компонента — цинка. В соответствии с правилом Бочвара, температура рекристаллизации пропорциональна температуре плавления, т.е. температура рекристаллизации Л63 должна быть ниже температуры рекристаллизации Л68.

Примененная в промышленности гомологическая температура отжига латуни Л68 составляет $t_г = (273 + t_о)/(273 + t_л) = 0{,}762$, а для латуни Л63 $t_г = 0{,}780$, т.е. для латуни Л63 она выше, и это приводит к ее большему разупрочнению.

Если отжиг проводить не полный и при одной и той же температуре для обеих латуней, то латунь Л68 будет содержать большее количество нерекристаллизованной фазы и будет прочнее, несмотря на отсутствие в ней упрочняющей β′-фазы. Это явление наблюдается в производственных условиях.

Для улучшения характеристик следует назначить гомологическую температуру для латуни Л63, равную 0,780, и рассчитать температуру отжига для латуни Л68: $t_о = (273 + 938)\cdot 0{,}780 - 273 = 672$ °С, т.е. температура должна быть повышена на 22 °С.

Таким образом, практической рекомендацией работы является увеличение температуры отжига латуни Л68 на 22 °С при необходимости выравнивания свойств.

Заключение. Статистический анализ свойств промышленных партий холоднодеформированных латунных труб показал, что при одной и той же температуре отжига 650 °С двухфазная латунь Л63 имеет меньший уровень прочностных свойств, чем однофазная латунь Л68, несмотря на присутствие в первой упрочняющей β′-фазы. Данное явление объяснено большей температурой рекристаллизации латуни Л68 по отношению к латуни Л63.

Выявлена повышенная дисперсия временного сопротивления (α + β)-латуни, что объяснено возможностью формирования различных соотношений фаз при вариациях параметров производственного процесса. Показано, что при указанных режимах промышленный отжиг получается неполным, однако требуемый нормативными документами уровень прочностных и пластических свойств достигнут.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Осинцев О.Е., Федоров В.Н.** Медь и медные сплавы. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
2. **Логинов Ю.Н., Горланов А.Ю., Мурзинов О.Л.** Сравнительный анализ процессов холодной сортовой прокатки и волочения проволоки из латуней // Производство проката. 2005. № 1. С. 16—20.
3. **Логинов Ю.Н., Овчинников А.С.** Повышение однородности структуры и свойств прессованных заготовок из альфа + бета свинцовых латуней // Металлург. 2015. № 4. С. 62—66.
4. **Логинов Ю.Н., Смирнов Н.А.** Сравнительный анализ свойств двойных и оловянных латуней // Цветные металлы. 2006. № 3. С. 55—56.
5. **Овчинников А.С., Логинов Ю.Н.** Особенности прессования труб из сложнолегированной латуни ЛМЦАЖКС // Производство проката. 2012. № 4. С. 38—41.
6. **Carlo Mapelli, Roberto Venturini.** Dependence of the mechanical properties of an α+β brass on the microstructural features induced by hot extrusion // Scripta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 1169—1173.
7. **Логинов Ю.Н., Семенов А.П.** Изменение температуры инструмента при горячем прессовании прутков из меди и латуни // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. № 4. С. 10—13.
8. **Rationalization** of duplex brass hot deformation behavior: The role of microstructural components / E. Farabi, A. Zarei-Hanzaki, M.H. Pishbin, M. Moallemi // Materials Science & Engineering A. 2015. Vol. 641. P. 360—368.
9. **Effect** of thermomechanical processing on grain boundary characteristics in two-phase brass / S.Y. Lee, Y.B. Chun, J.W. Han, S.K. Hwang // Materials Science and Engineering A. 2003. Vol. 363. P. 307—315.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
j.n.loginov@urfu.ru;
Александр Сергеевич Овчинников

ТЕРМООБРАБОТКА

11-я международная специализированная выставка

18 - 20 сентября 2017

Россия, Москва, ЦВК «Экспоцентр», павильон 7, зал 1

Единственная в России выставка термического оборудования и технологий

18 - 19 сентября Международная конференция **«ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ»**

Тематика выставки:

- Термическое, химико-термическое, индукционное оборудование
- Вакуумная техника и компоненты вакуумных систем
- Лабораторные печи, сушильные шкафы; Лабораторное оборудование
- Установки нанесения покрытий
- Оборудование для электронно-лучевой сварки и сварки в среде аргона
- Лазерно-технологическое оборудование
- Комплексы глубокого охлаждения (криогенная обработка)
- Оборудование для исследования свойств материалов, неразрушающий контроль
- Центробежное литье коррозионных, жаропрочных и специальных сталей и сплавов
- Отливки из жаропрочной стали, технологическая оснастка
- Огнеупоры, теплоизоляция и футеровка тепловых агрегатов
- Изделия из графита, углеродного войлока и углерод-углеродных композитов

ufi Approved Event

Мир-Экспо Выставочная компания

Организатор: «Выставочная Компания «Мир-Экспо», ООО
115230, Россия, Москва, Хлебозаводский проезд, дом 7, строение 10, офис 507 | Тел./факс: 8 495 988-1620
E-mail: info@htexporus.ru | Сайт: www.htexporus.ru
Твиттер: @htexpo_ru | YouTube: youtube.com/user/termoobrabotka

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 14.02.2017. Подписано в печать 28.03.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.

Поздравляем

Алексея Михайловича Володина
генерального директора
ОАО "Тяжпрессмаш"
с 70-летием!

Алексей Михайлович Володин родился 27 марта 1947 г. После окончания Пензенского политехнического института и службы в армии в 1972 г. начал свой трудовой путь на Рязанском заводе тяжелого кузнечно-прессового оборудования (в настоящее время ОАО "Тяжпрессмаш"), на котором работал в должностях мастера цеха, начальника бюро отдела технического контроля, начальника механического цеха, заместителя главного технолога, заместителя генерального директора по производству, главного инженера.

В 1995 г. А.М. Володин избран генеральным директором ОАО "Тяжпрессмаш" — крупнейшего российского изготовителя кузнечно-прессового оборудования различного назначения: гидравлических прессов силой до 50 МН; автоматических комплексов и линий для заготовок колец подшипников, изделий железнодорожного крепежа, болтов, гаек и других изделий; холодновысадочных и листоштамповочных автоматов; горизонтально-ковочных и радиально-обжимных машин; манипуляторов напольных рельсовых ковочных грузоподъемностью от 12,5 до 300 МН; машин листогибочных для гибки обечаек из листа толщиной до 40 мм; четырехбойковых ковочных блоков для ковочных прессов и другого оборудования.

Кузнечно-прессовое оборудование предприятия успешно работает в 40 странах ближнего и дальнего зарубежья: США, Бразилии, Аргентине, Иране, Индии, Китае, Венгрии, Польше и других странах мира.

По руководством А.М. Володина на предприятии с 1995 г. освоен выпуск нефтегазового оборудования для строительства и заканчивания скважин, заказчиками которого являются ПАО "Газпром", ПАО НК "Роснефть" и другие крупные нефтегазовые компании, а с 2005 г. освоен выпуск оборудования для водоснабжения и канализационных сетей Водоканала.

В течение ряда лет ОАО "Тяжпрессмаш" является поставщиком продукции для нужд Министерства обороны РФ. В рамках сотрудничества с ОАО "НПО "Базальт" проводится освоение новой продукции.

В 2016 г. на предприятии спроектирована и изготовлена машина центробежного литья РМЦ1000, которая позволяет получать отливки и заготовки для дальнейшего изготовления поковок толстостенных труб и колец требуемых размеров и конфигурации.

Алексей Михайлович имеет 23 патента на изобретения, является автором свыше 100 действующих изобретений в области машиностроения, запатентованных в России и других странах.

А.М. Володин награжден государственными наградами орден Почета (2005 г.) и медалью ордена "За заслуги перед Отечеством" II степени (2016 г.). В 1996 г. ему присвоено почетное звание "Заслуженный машиностроитель РФ", а в 1999 г. — звание "Лауреат Государственной премии РФ в области науки и техники". Он награжден почетными грамотами и почетными знаками министерств и ведомств РФ, является Почетным гражданином города Рязани.

А.М. Володин — Почетный академик Российской кузнечной академии им. проф. А.И. Зимина и кавалер ордена "Золотая подкова" Российской кузнечной академии им. проф. А.И. Зимина.

Алексей Михайлович проводит также большую общественную работу в администрации Рязани и Рязанской области, Рязанском региональном отделении Союза машиностроителей России, Совете директоров предприятий кузнечно-прессовой отрасли Ассоциации "Станкоинструмент", Общественной палате Рязанской области.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Алексею Михайловичу здоровья, благополучия
и новых профессиональных достижений и успехов!