ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2014

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

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н.
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
БОКОВ А.А., к.т.н.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н.
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., к.т.н., доц.
КАСАТКИН Н.И., д.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., к.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПАСЕЧНИК Н.В., д.т.н.
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.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing.habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Jur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Шатульский А.А., Лотонина М.Б. Обеспечение размерной точности керамических стержней лопаток ГТД, изготовляемых методом монокристаллитного литья . . . 3
Лебедев В.А., Драган С.В., Трунин К.К. Компьютерное моделирование температурных полей при автоматической сварке под флюсом . . . 7

Кузнечно-штамповочное производство

Матвеев А.С., Казаков Р.А., Иванов А.В. Способ структурообразования материала прутковых заготовок прессованием в подвижных матрицах . . . 10
Боташев А.Ю., Бисилов Н.У., Малсугенов Р.С. Экспериментальные исследования газовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки . . . 17

Прокатно-волочильное производство

Харитонов В.А., Таранин И.В. Анализ напряженно-деформированного состояния и разрушения металла при прокатке круглого профиля в квадратном калибре . . . 20

Материаловедение и новые материалы

Волков К.В., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Морозов К.В. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой . . . 27
Гуреева М.А., Грушко О.Е. Свойства листов сплава системы Al–Mg–Si–Cu, легированного кальцием . . . 30
Верхотуров А.Д., Бабенко Э.Г., Кузьмичев Е.Н. Получение сталей электрошлаковым переплавом с использованием минерального сырья, содержащего оксиды циркония . . . 35

Информация

Килов А.С. Программное обеспечение для проектирования штампованной поковки . . . 41
Клейнбуг И.П., Железняк Л.М., Климантов Д.П. Инструментальная оснастка для прессования толстостенной трубной заготовки повышенной точности . . . 46

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2014

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 1 January 2014

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV 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.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.
BAST J.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.
SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Shatul'sky A.A., Lotonina M.B. Ensuring of dimensional accuracy of gas-turbine engine blades ceramic bars produced by single crystal casting 3
Lebedev V.A., Dragan S.V., Trunin K.K. Computer simulation of temperature fields in automatic submerged arc welding 7

Forging and Stamping Production

Matveev A.S., Kazakov R.A., Ivanov A.V. Method of structurization of bar stocks materials by pressing in mobile matrixes 10
Botashev A.Yu., Bisilov N.U., Malsugenov R.S. Experimental studies of gas forming with bilaterial heating of stock material 17

Rolling and Drawing Production

Kharitonov V.A., Taranin I.V. Analysis of stress-strain state and metal destruction due to rolling of round profile in square calibre 20

Physical Metallurgy and New Materials

Volkov K.V., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Morozov K.V. Increase of rail steel fatique durability by electron beam treatment 27
Gureeva M.A., Grushko O.E. Properties of sheets of alloy Al–Mg–Si–Cu doped with calcium 30
Verkhoturov A.D., Babenko E.G., Kuz'michev E.N. Obtaining of steels by electroslag remelting using mineral raw materials containing zirconium oxides 35

Information

Kilov A.S. Software for design of die forging 41
Kleynbug I.P., Zheleznyak L.M., Klimantov D.P. Tool equipment for pressing of high accuracy thick-walled tubular billet 46

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2014

УДК 621.74.24

А.А. Шатульский, М.Б. Лотонина *(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)*

Обеспечение размерной точности керамических стержней лопаток ГТД, изготовляемых методом монокристаллитного литья

На основе проведенных экспериментальных и теоретических исследований процесса взаимодействия молибдена с окружающей средой предложена оригинальная технология изготовления ярусного стержня для тонкостенных охлаждаемых отливок типа "лопатка".

Ключевые слова: монокристаллитное литье; ярусный керамический стержень; молибденовая технологическая вставка.

On the basis of realized experimental and theoretical studies of interaction process molybdenum with environment the original technology for making of tier structure bar for thin-walled cooling castings type "blade" is offered.

Keywords: single crystal casting; tier structure ceramic bar; molybdenum-based technological insert.

При разработке газотурбинных двигателей актуальной является задача повышения рабочих температур турбинных лопаток, которая решается за счет разработки и внедрения новых высокожаропрочных сплавов и совершенствованием системы их охлаждения в работающем двигателе. При выборе второго пути решения данной проблемы необходимо внести существенные изменения в конструкцию лопатки, что приводит к заметному снижению ее технологичности.

В настоящее время для обеспечения требуемого уровня свойств подобные лопатки изготовляют методом монокристаллитного литья из специальных высокожаропрочных литейных сплавов. Однако при этом возникают серьезные проблемы, связанные с обеспечением требуемой размерной точности, особенно внутренних полостей и каналов отливки, оформляемых керамическим стержнем, что обусловлено их очень сложной геометрией и наличием внутренних полостей и отверстий малого размера.

Решение данной проблемы было получено при использовании ярусного керамического стержня, сборка которого осуществляется на специальной удаляемой перед литьем вставке, изготовленной из сплава на основе молибдена.

Выбор молибдена в качестве материала для изготовления технологической вставки обусловлен специфичностью его свойств, прежде всего способностью к быстрому окислению при повышенных температурах, кроме того, высокая теплопроводность молибдена в сочетании с низкой удельной теплоемкостью обеспечивает отсутствие термических напряжений при быстром нагреве и охлаждении.

Для оценки возможности реализации данной технологии изготовления ярусных керамических стержней с использованием вставок из молибдена были проведены экспериментальные и теоретические исследования.

Профилированные вставки длиной 50 мм, шириной 8 мм и толщиной 0,6 мм с рядом калиброванных отверстий диаметром 0,3 мм (рис. 1) изготовляли из молибденовых пластин методами электроэрозионной и электрохимической обработки.

Вставку предварительно устанавливали в пресс-форму (рис. 2), после чего проводили запрессовку стержневой массы. Далее керамический стержень (рис. 3) изготовляли по серийной технологии.

Для выбора режимов удаления технологической молибденовой вставки была проведена оценка эффективности процесса окисления молибдена на воздухе при повышенных температурах.

Известно, что процесс окисления молибдена протекает в несколько стадий, учитывая нестабильность промежуточных оксидов при описании общей схемы окисления молибдена этими составляющими можно было пренебречь.

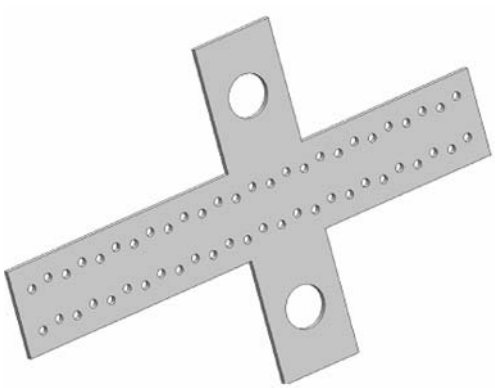


Рис. 1. Модель вставки из молибдена

Тогда общая схема процесса:

$$\begin{cases} \mathrm{Mo} + 3/2\,\mathrm{O_2} = \mathrm{MoO_{3(т)}} \\ \mathrm{MoO_{3(т)}} \xrightarrow{t,\ ^\circ\mathrm{C}} \mathrm{MoO_{3(г)}} \end{cases}. \qquad (1)$$

Термодинамический эффект реакции окисления молибдена (1) рассматривали в интервале температур 50...800 °С.

Энергию образования триоксида молибдена рассчитывали согласно уравнению Гиббса:

$$\Delta G_1 = \Delta H_1^{\circ} - T\,\Delta S_1^{\circ}, \qquad (2)$$

где T – температура, °С; ΔH_1° – тепловой эффект реакции окисления молибдена, кДж/моль; ΔS_1° – изменение энтропии при окислении молибдена, Дж/(моль·К).

Значения ΔH_1° и ΔS_1° вычисляли согласно закону Гесса для стандартного состояния вещества:

$$\Delta H_1^{\circ} = \Sigma\nu_{\text{пр}}\,\Delta H_f^{\text{пр}} - \Sigma\nu_{\text{исх}}\,\Delta H_f^{\text{исх}}; \qquad (3)$$

$$\Delta S_1^{\circ} = \Sigma\nu_{\text{пр}}\,\Delta S_f^{\text{пр}} - \Sigma\nu_{\text{исх}}\,\Delta S_f^{\text{исх}}, \qquad (4)$$

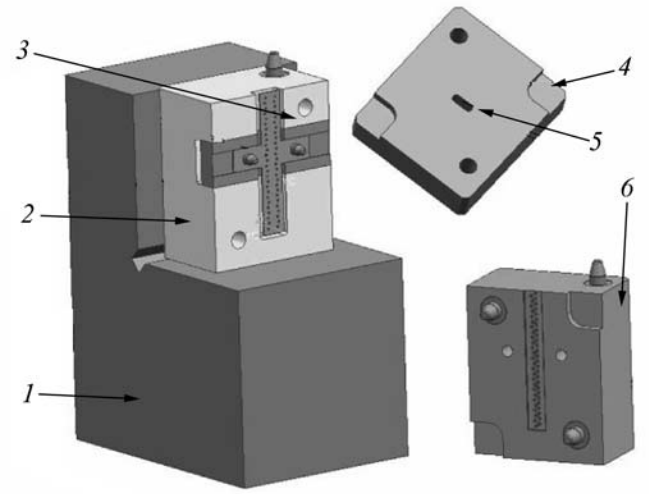


Рис. 2. Модель стержневой пресс-формы для изготовления ярусного керамического стержня:
1 – основание; *2* – полуформа; *3* – молибденовая вставка; *4* – крышка; *5* – запрессовочное отверстие; *6* – полуформа

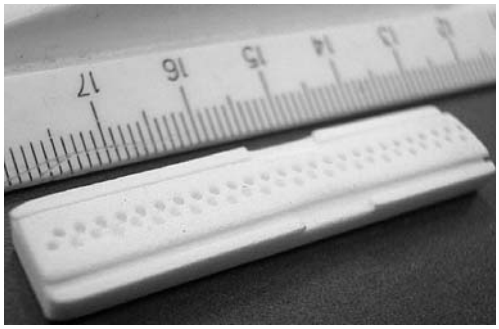


Рис. 3. Образец ярусного керамического стержня

где ΔH_1° – тепловой эффект реакции окисления молибдена, кДж/моль; ΔS_1° – изменение энтропии при окислении молибдена, Дж/(моль·К); $\nu_{\text{пр}}$, $\nu_{\text{исх}}$ – стехиометрические коэффициенты; $\Delta H_f^{\text{пр}}$, $\Delta H_f^{\text{исх}}$ – теплота сгорания продуктов реакции и исходных материалов, кДж/моль; $\Delta S_f^{\text{пр}}$, $\Delta S_f^{\text{исх}}$ – энтропия продуктов реакции и исходных материалов, Дж/(моль·К).

Энергию фазового перехода триоксида молибдена определяли по формуле

$$\Delta G_2 = \Delta H_{\text{субл}} - T\,\frac{\Delta H_{\text{субл}}}{T_{\text{субл}}}, \qquad (5)$$

где $\Delta H_{\text{субл}}$ – тепловой эффект фазового перехода оксида молибдена из твердого состояния в газообразное, кДж/моль; $T_{\text{субл}}$ – температура сублимации триоксида молибдена, К.

Тогда общая энергия образования при протекании процессов окисления молибдена согласно реакции (1):

$$\Delta G_p = \Delta G_1 + \Delta G_2. \qquad (6)$$

Константу равновесия рассчитывали из уравнения

$$\Delta G_p = -RT\,\ln K, \qquad (7)$$

где K – константа равновесия реакции; R – газовая постоянная (8,314 Дж/(моль·К)).

Результаты термодинамического расчета процесса окисления молибдена приведены в таблице.

Анализ расчетных данных позволяет сделать вывод о том, что при низких температурах наиболее эффективно протекает реакция окисления молибдена с образованием твердого оксида, который при температуре более 450 °С начинает постепенно улетучиваться, причем эффективность процесса сублимации растет с увеличением температуры.

Энергетический эффект протекания реакции окисления молибдена с последующим фазовым превращением оксида представлен на рис. 4.

Характер кривой зависимости константы равновесия процесса окисления молибдена от температуры, представленной на рис. 5, позволяет сделать следующие выводы:

– процесс окисления молибдена при температурах ниже 450 °С протекает по параболическому закону с

Результаты расчета окислительной реакции молибдена

Температура, °С	Энергия образования, кДж/моль			Константа равновесия ln K
	ΔG_1	ΔG_2	ΔG_p	
50	–661,73	304,29	–357,44	859,84
100	–648,81	263,94	–384,87	462,92
150	–635,89	223,58	–412,31	330,61
200	–622,97	183,22	–439,75	264,46
250	–610,05	142,86	–467,18	224,77
300	–597,13	102,51	–494,62	198,31
350	–584,20	62,15	–522,05	179,41
400	–571,28	21,79	–549,49	165,23
450	–558,36	–18,56	–576,93	154,20
500	–545,44	–58,92	–604,36	145,38
550	–532,52	–99,28	–631,80	138,17
600	–519,60	–139,64	–659,24	132,15
650	–506,68	–179,99	–686,67	127,06
700	–493,76	–220,35	–714,11	122,70
750	–480,84	–260,71	–741,54	118,92
800	–467,92	–301,06	–768,98	115,62

образованием тонкой поверхностной пленки оксида MoO_3, а при температурах свыше 500 °С по закону, близкому к линейному, что хорошо согласуется с данными работы "Сплавы молибдена" (Моргунова Н.Н. и др. М.: Металлургия, 1975. 392 с.);

– с повышением температуры процесс окисления молибдена сопровождается большим выходом газообразного продукта окисления $MoO_{3(г)}$. В этом случае над поверхностью окисляемого металла образуется плотный барьер паров трехоксида молибдена, который в свою очередь может способствовать ограничению доступа кислорода к поверхности. Поэтому для интенсификации процесса окисления молибдена необходимо введение принудительной продувки рабочего пространства печи воздухом.

Для оценки скорости удаления технологической молибденовой вставки и выбора технологических режимов прокалки стержня данный процесс был разделен на две стадии: нарастание оксидной пленки при температурах ниже 450 °С и испарение оксида при температуре свыше 450 °С.

На первой стадии была проведена оценка количества образующейся оксидной пленки и интенсивность ее образования, на второй стадии определена длительность испарения оксидов.

Для оценки интенсивности процесса окисления молибдена при температуре ниже 500 °С использовали результаты работ Д. Харвуда и Гулбрансена. При температуре 400...550 °С в спокойном воздухе наблюдается увеличение массы образцов в результате поглощения кислорода по параболическому закону, причем

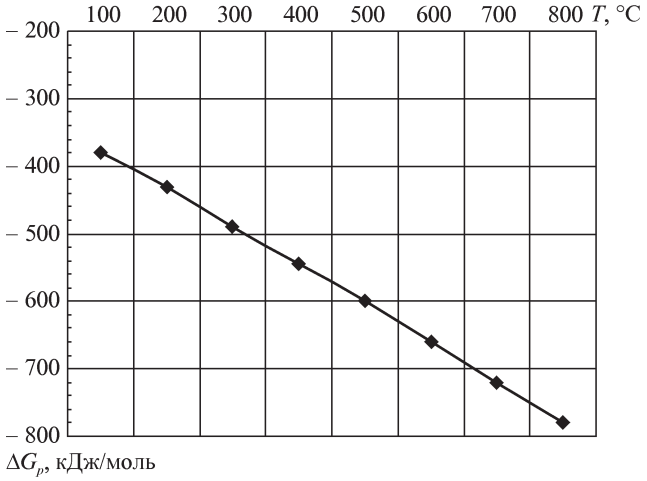


Рис. 4. Зависимость энергии Гиббса процесса окисления молибдена от температуры

в первоначальный момент времени процесс окисления имеет достаточно интенсивный характер, а с увеличением длительности выдержки образца при данной температуре скорость окисления практически не меняется. По данным Гулбрансена, при температуре 550 °С максимальное приращение массы образца составляет 15 мг/см^2.

Толщину оксидной пленки вычисляли исходя из объема образовавшегося оксида:

$$V_{MeO} = \frac{m_{MeO}}{\rho_{MeO}}, \quad (8)$$

где m_{MeO} – масса образовавшегося оксида, г; ρ_{MeO} – плотность оксида, г/см^3.

Так как объем образовавшегося оксида равен произведению площади поверхности оксида (S_{MeO}) на высоту оксидного слоя (h_{MeO}), уравнение (8) можно записать в виде:

$$h_{MeO} S_{MeO} = \frac{m_{MeO}}{\rho_{MeO}}. \quad (9)$$

Толщина образовавшегося оксидного слоя:

$$h_{MeO} = \frac{m_{MeO}}{\rho_{MeO} S_{MeO}}, \quad (10)$$

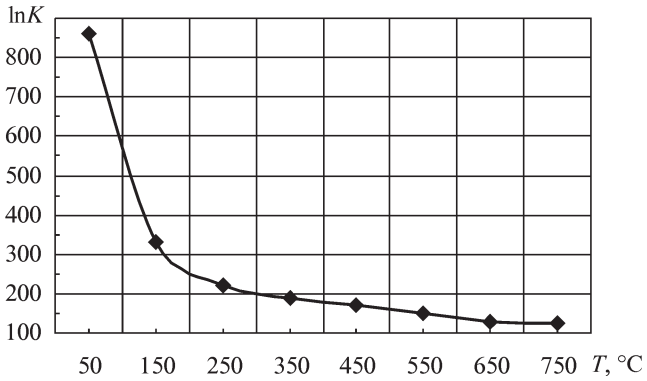


Рис. 5. Зависимость константы равновесия процесса окисления молибдена от температуры

где $\frac{m_{MeO}}{S_{MeO}} = \Delta P$ — скорость изменения массы оксида, г/ см^2.

Тогда окончательно толщина оксидного слоя:

$$h_{MeO} = \frac{\Delta P}{\rho_{MeO}}. \quad (11)$$

Таким образом, при окислении молибденового образца на воздухе при температуре 550 °С при максимальной скорости окисления 15 мг/см^2 образуется оксидная пленка толщиной 0,03 мм.

По данным Д. Харвуда, при температуре 770 °С скорость испарения трехоксида равна скорости ее образования, так как при температуре 795 °С оксид начинает плавиться, то в качестве расчетной температуры принимается 770 °С.

По данным полученных ранее результатов исследования зависимости скорости окисления молибдена на воздухе от температуры была построена линейная зависимость скорости окисления молибдена (ΔP_{Mo}, (мг/(см^2·ч)) от температуры нагрева образца (T, °С):

$$\Delta P_{Mo} = -4599{,}6971 + 8{,}0343T. \quad (12)$$

Применив метод экстраполяции, зависимость (12) можно использовать для оценки линейной скорости потери массы образца при температурах не менее 500 °С при окислении молибдена на воздухе. Скорость окисления молибдена на воздухе (потеря массы) при расчетной температуре 770 °С составит 1586 мг/(см^2·ч).

На основе полученных результатов сделаны следующие выводы:

1. При температуре до 600 °С на поверхности металла формируется оксидная пленка, толщина которой прямо пропорциональна скорости образования оксида. В целях предупреждения разрушения основного стержня в результате увеличения объема молибденовой вставки при окислении необходимо обеспечить технологический зазор для компенсации процессов объемного расширения молибдена.

2. При температуре 770 °С скорость образования оксида молибдена равна скорости его испарения, поэтому при данной температуре целесообразно сделать выдержку для полного окисления молибдена. Длительность выдержки будет зависеть от площади молибденовой вставки.

3. В результате испарения продуктов окисления над поверхностью молибдена образуется плотный барьер $MoO_{3(г)}$, который ограничивает доступ кислорода к поверхности, к тому же интенсивность процесса окисления молибдена достаточно сильно падает при уменьшении давления кислорода в системе. Для интенсификации процесса окисления молибдена при изготовлении ярусных стержней в процессе обжига в проходных газовых печах необходимо обеспечить постоянный подвод воздуха, а также его принудительную конвекцию для быстрого удаления паров оксида с поверхности образца.

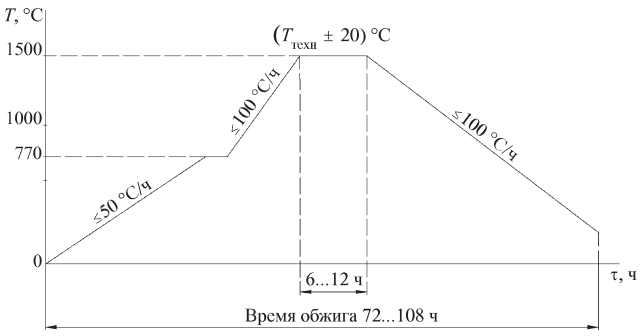


Рис. 6. Схема обжига ярусных керамических стержней при использовании молибденовых вставок для оформления радиальных каналов

Для практической реализации полученных выводов была изготовлена опытная партия керамических стержней. Результаты контроля качества готовых стержней показали, что уровень брака отливок по вине стержня сократился на 15...20 %.

Выводы

1. Применение керамической композиции со средним уровнем эксплуатационных свойств, но с более стабильными показателями прочностных характеристик и уточнение параметров процесса обжига стержней позволили сократить уровень производственного брака на 20 %.

2. Установлены качественные зависимости между составом и режимами отжига стержней, которые позволили обеспечить получение стабильных свойств стержня.

3. Доказана возможность использования молибденовых вставок для изготовления стержней в целях обеспечения высокой прочности и жесткости конструкции. Определена кинетика процесса окисления молибдена в процессе обжига керамических стержней.

4. Обоснованы и выбраны режимы отжига стержня, при которых обеспечивается полное удаление молибденовой вставки. Для интенсификации процессов окисления молибденовых вставок, а также для предотвращения разрушения стержня в результате объемных изменений необходимо:

• обеспечить постоянную подачу воздуха и принудительную конвекцию воздушных масс в зоне нагрева проходной газовой печи;

• при температуре 770 °С сделать выдержку для полного окисления и испарения оксидов (рис. 6), при этом длительность выдержки определяется в зависимости от площади и массы молибденовой вставки.

Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук, shatulsky@rgata.ru;
Мария Борисовна Лотонина, канд. техн. наук

УДК 621.791.039

В.А. Лебедев *(Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев),*
С.В. Драган, К.К. Трунин *(Национальный университет кораблестроения, г. Николаев)*

Компьютерное моделирование температурных полей при автоматической сварке под флюсом

Представлена компьютерная модель для исследования температурных полей при автоматической сварке под флюсом с применением МКЭ в среде ANSYS. Приведено сравнение результатов расчетов по методикам Н.Н. Рыкалина, компьютерного моделирования и экспериментального исследования.

Ключевые слова: метод конечных элементов; компьютерное моделирование; автоматическая сварка; температурные поля.

The computer model for the study of the temperature fields in automatic submerged arc welding using the finite element method in the environment of ANSYS is presented. Comparison of the results of calculations by the Rykalin's methods, computer simulation and experimental study is given.

Keywords: finite element method; computer simulation; automatic welding; temperature fields.

Как известно, размеры сварного шва, структура зоны термического влияния и *напряженно-деформированное состояние* (НДС) сварной конструкции в значительной степени определяются тепловыми процессами, в частности характером распределения температурных полей.

Существующие методики расчета температурных полей, основанные на положениях теории распространения тепла при сварке, разработанной Н.Н. Рыкалиным (см. кн.: Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.), не позволяют с достаточной точностью описать распределение температур в сварном соединении с учетом влияния конечных участков шва в изделиях сложного поперечного сечения или при использовании комбинированных (гибридных) способов сварки [1].

Применение компьютерного моделирования на основе *метода конечных элементов* (МКЭ) позволит существенно повысить точность расчетов температурных полей, упростить процесс оптимизации сварочного режима, описать НДС сварной конструкции почти любой сложности. Поэтому разработка методики компьютерного моделирования температурных полей при сварке с использованием МКЭ является актуальной задачей.

Компьютерное моделирование выполнено на базе программной системы конечно-элементного моделирования – ANSYS. Известно, например, из [2] об успешном применении МКЭ для расчета НДС соединений разнородных материалов при диффузионной сварке и пайке.

Зарубежные исследователи достаточно широко применяют анализ с помощью МКЭ при сварке плавлением не только для моделирования НДС простых конструкций [3], но и для сварки с закреплением, многопроходной сварки толстостенных труб из коррозионно-стойкой стали, а также для анализа остаточных сварочных напряжений после частичного удаления материала конструкции [4]. Таким образом, компьютерное моделирование температурных полей с применением МКЭ является перспективным направлением исследования процесса сварки при условии разработки адекватной методики моделирования.

Цель статьи – представить разработанную методику компьютерного моделирования температурных полей пластины при автоматической сварке и наплавке под флюсом с применением МКЭ.

Было проведено сравнение температурных полей, полученных в результате расчета по методике распространения тепла при сварке Н.Н. Рыкалина, компьютерного моделирования и записи при экспериментальной наплавке. Экспериментальные исследования выполняли на пластине из низкоуглеродистой стали размерами 535×170×10 мм. Использовали электродную проволоку Св-08А диаметром 2 мм и флюс АН-60. В качестве сварочного оборудования применяли сварочный трактор ТС-17 и источник питания дуги КИУ 501.

Расчет термоциклов выполнен по уравнению однопроходной сварки пластин быстродвижущимся источником нагрева с учетом отражения тепла от боковых граней пластины. Для расчета использованы исходные данные, приведенные в табл. 1, результаты представлены на рис. 1.

Компьютерное моделирование процесса сварки с использованием МКЭ выполнено на объемной пластине (рис. 2). Для упрощения математической модели и уменьшения затрат машинного времени приняты следующие предположения:

1) ввиду симметричности задачи распространения тепла в пластине относительно плоскости, проходящей через ось сварного шва, моделируется только половина пластины (эффективная тепловая мощность q уменьшена вдвое);

2) передача теплоты осуществляется через прямоугольное пятно нагрева;

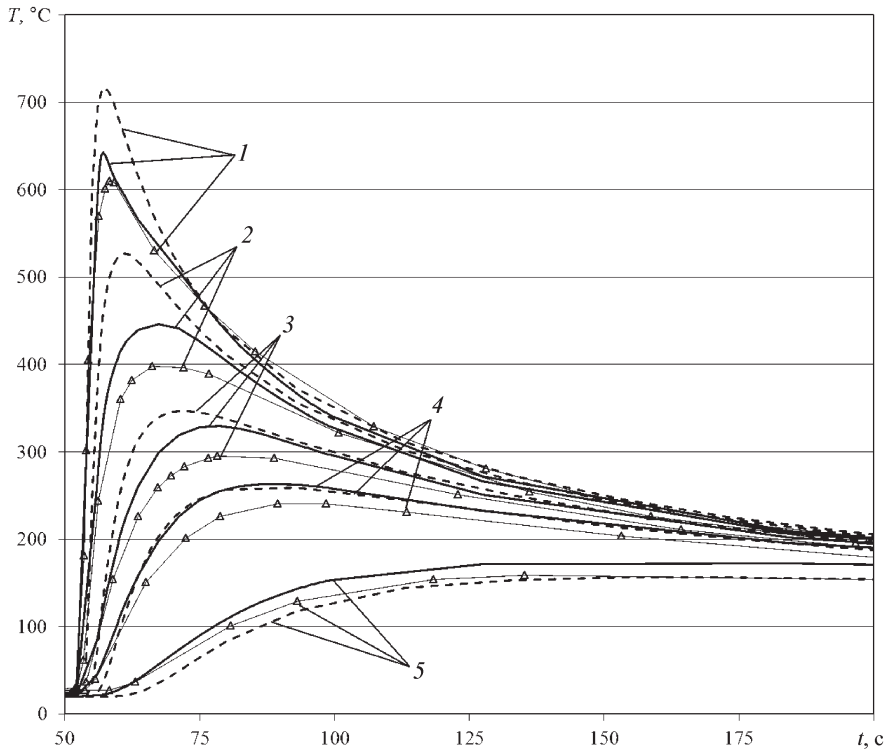


Рис. 1. Сравнение термоциклов, полученных расчетом (------), компьютерным моделированием (——) и экспериментально (△—△)

Результаты расчетов, компьютерного моделирования и экспериментального исследования пластины по указанным выше методикам представлены в виде зависимостей температуры от времени (рис. 1) для точек, находящихся на расстоянии 8 мм (кривые *1*), 11 мм (кривые *2*), 17 мм (кривые *3*), 23 мм (кривые *4*), 40 мм (кривые *5*) от оси шва.

Для компьютерного моделирования выполнено сравнение изотермы $T = T_s$, полученной по результатам металлографических исследований зоны проплавления, с распределением температуры по поперечному сечению (рис. 3).

Анализ и сравнение результатов исследования низкотемпературной области сварного соединения (T = 150...600 °С), выполненные на основе всех термоциклов, показали, что значение погрешности температуры, определенной по методике распространения тепла при сварке, относительно экспериментальной температуры изменяется от 5 % (T = 150 °С) до 12 %

3) тепловой поток через пятно нагрева постоянный по всей площади;

4) начальная температура пластины 20 °С.

Для повышения точности при компьютерном моделировании использованы зависимости теплофизических свойств от температуры (табл. 2), полученные из различных источников (например, [5]).

Экспериментальное исследование температурных полей при сварке проводилось путем записи показаний термопар при наплавке валика под флюсом на поверхность заданной пластины по режиму, приведенному в табл. 1. Термопары установлены в местах, совпадающих с точками расчета термоциклов, результаты записи термоциклов приведены на рис. 1.

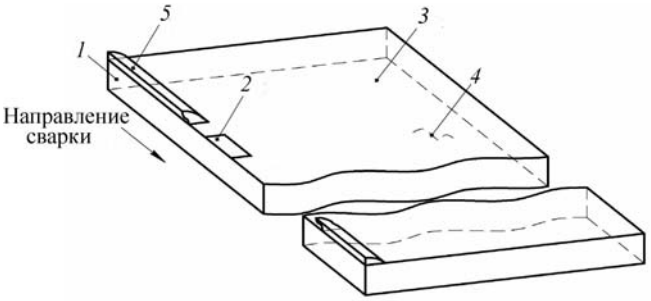


Рис. 2. Компьютерная модель температурной задачи с учетом наплавленного металла:
1 – площадь симметрии; *2* – пятно нагрева; *3*, *4* – поверхности теплообмена; *5* – наплавляемый валик

1. Исходные данные для расчета по теории распространения тепла при сварке

Материал	Теплофизические коэффициенты				
	Начальная температура T_0, °С	Теплопроводность λ, Вт/(см·К)		Объемная теплоемкость $c\gamma$, Дж/(см^3·К)	Коэффициент теплоотдачи α, Дж/(см^2·с·К)
Ст3	20	0,38		4,9	0,001
Параметры режима сварки					
Сила тока I, А	Напряжение U, В	КПД дуги η, %	Эффективная тепловая мощность q, Вт	Толщина пластины δ, см	Скорость сварки v, см/с
230	32	85	6256	1	0,53

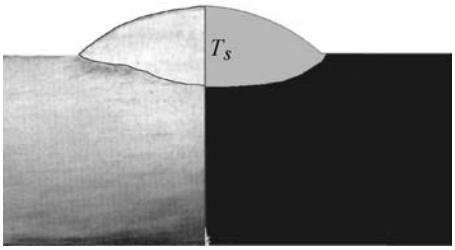


Рис. 3. Изотермы $T = T_s$ металлографических исследований (слева) и компьютерного моделирования (справа)

(T = 600 °С). Относительная погрешность, определенная по результатам компьютерного моделирования в диапазоне исследования (T = 150...600 °С), изменяется от 5 % (T = 150 °С) до 1 % (T = 600 °С).

На основе распределения температуры в поперечном сечении (см. рис. 3) определено, что погрешность глубины проплавления, полученной компьютерным моделированием, составляет 3 % относительно экспериментальной.

Методику частично с положительным результатом применяли для исследования температурных полей при механизированной сварке в среде защитных газов (CO_2, проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм).

2. Зависимость теплофизических свойств малоуглеродистой низколегированной стали от температуры

T, °С	λ, Вт/(м·К)	Энтальпия $H \cdot 10^{-9}$, Дж/м^3
0	57,6	0,00
100	52,1	0,36
200	47,9	0,76
300	46,0	1,18
400	41,4	1,64
500	40,6	2,15
600	35,0	2,71
700	32,4	3,41
750	29,1	4,03
800	27,3	4,61
900	27,4	5,22
1000	27,6	5,74
1100	27,3	6,25
1200	27,3	6,78
1300	27,3	7,32
1400	27,3	7,88
1700	27,3	11,92
1800	27,3	12,55
2600	27,3	17,56
2900	27,3	69,40
5000	27,3	82,53

Рассмотренная методика компьютерного моделирования температурных полей при автоматической сварке под флюсом при конвенциальной подаче электродной проволоки и неизменяемом режиме работы источника питания дуги фрагментарно была использована для оценки изменения в характеристиках указанных полей при использовании импульсных и модулированных режимов работы сварочного оборудования.

Получены первые положительные результаты, свидетельствующие о существенном изменении параметров температурных полей при использовании импульсных и модулированных алгоритмов как механизмов подачи, так и источников питания дуги. При этом можно утверждать о некоторой степени управления характеристиками температурных полей, а следовательно, и служебными свойствами свариваемого или наплавляемого изделия [6].

Результаты при системных исследованиях моделей температурных полей будут изложены в последующих публикациях.

Выводы

1. Использование МКЭ в среде ANSYS позволяет получить объемную компьютерную модель для расчета и графического представления температурных полей в пластине при наплавке под флюсом.

2. Компьютерная модель, разработанная с применением МКЭ в среде ANSYS, дает погрешность относительно расчета по формулам Н.Н. Рыкалина и экспериментального исследования в среднем 5 % на участках, удаленных от высокотемпературной области сварного шва, при определении глубины проплавления погрешность составляет 3 %, что соответствует общепризнанным показателям точности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лебедев В.А., Максимов С.Ю.** Современное механизированное оборудование для сварки и наплавки и его технико-технологические возможности. Киев: Основа, 2012. 392 с.

2. **Оптимизация** конструкции металлографитовых подшипников скольжения на основе анализа остаточных напряжений в паяных узлах / В.М. Емельянов, В.В. Квасницкий, Г.В. Ермолаев, А.В. Лабарткава, М.В. Матвиенко // Вестник ХНТУ. 2009. № 3 (36). С. 42–46.

3. **Awang Mokhtar.** The Effects of Process Parameters on Steel Welding Response in Curved Plates // Thesis Submitted for the Degree of Master of Science. West Virginia. 2002. 133 p.

4. **Liu C., Zhang J.** Numerical and experimental investigations on the modification of as-welded residual stress after local material removal // The Journal of Strain Analysis for Engineering Design. 2011. Vol. 6. P. 444–455.

5. **Designers'** guide to EN 1991-1-2, 1992-1-2, 1993-1-2 and 1994-1-2. Handbook for the fire design of steel, composite and concrete structures to the eurocodes / T. Lennon, D.B. Moore, Y.C. Wang, C.G. Bailey; series editor H. Gulvanessian. London: Thomas Telford Publishing, 2007. 137 p.

6. **Лебедев В.А., Гедрович А.И.** Техника и технология дуговой сварки и наплавки (нестационарные процессы и режимы работы). Луганск: Ноулидж, 2010. 255 с.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
lebedevvladimir@ukr.net;
Станислав Владимирович Драган, канд. техн. наук;
Константин Константинович Трунин

УДК 621.77.04

А.С. Матвеев, Р.А. Казаков *(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева),*
А.В. Иванов *(ОАО "Русская механика", г. Рыбинск)*

Способ структурообразования материала прутковых заготовок прессованием в подвижных матрицах

Изложен процесс структурообразования материала прутковых заготовок в подвижных матрицах равноканальным угловым прессованием прямолинейной заготовки в Z-образный полуфабрикат с последующей трансформацией полуфабриката вновь в прямолинейную заготовку. Определены технологические нагрузки и варианты реализации процесса, приведена схема устройства для обработки заготовок в подвижных матрицах деформацией сдвига.

Ключевые слова: деформация сдвига; сила деформирования; структурообразование материалов; пруток.

Process of structurization of bar stocks material in mobile matrixes by equal-channel angular pressing of rectilinear preparation in Z-figurative semi-finished product with the subsequent transformation of semi-finished product in rectilinear preparation again is stated. Technological loadings and options of realization of process are defined, the device scheme for processing of preparations is provided in mobile matrixes by shift deformation.

Keywords: shear deformation; deformation force; structurization of materials; bar.

Одним из эффективных способов формирования ультрамелкозернистых (нанокристаллических) структур в металлических материалах является интенсивное пластическое деформирование[1] методом *равноканального углового прессования* (РКУП).

На рис. 1 приведена наиболее распространенная схема обработки материала, заключающаяся в продавливании пуансоном *1* заготовки *2* через каналы матрицы *3*, пересекающиеся под углом 90° и имеющие равные поперечные сечения. Также способ может быть реализован с наложением на заготовку противодавления *Q*. При этом обрабатываемая заготовка, перемещаясь через зону пересечения каналов, испытывает деформации простого сдвига, сопровождающиеся дроблением кристаллической структуры ее материала. В результате выполнения обычно 7...10 проходов чистые металлы получают нанокристаллическую структуру с размером зерен 200...300 нм, а сплавы – с размером зерен <100 нм [1].

В процессе РКУП в зоне пересечения каналов образуется застойная зона, а в объеме деформируемой заготовки формируется макроротор [2]. Это приводит к уменьшению длин участков стационарного пластического течения и увеличению технологических отходов из-за регулярного усечения концов обрабатываемой заготовки между последовательными проходами РКУП [2].

Задача снижения технологических отходов в процессах РКУП прутковых заготовок является актуальной.

Вариант ее решения предусматривает способ структурообразования материала прутковых заготовок путем прессования в подвижных матрицах [3, 5–7]. Назовем его *Z*-процесс.

По *Z*-процессу обработку материала заготовки осуществляют с помощью подвижных матриц *4*, *5* (рис. 2), имеющих возможность смещаться друг относительно друга. Каждая из матриц имеет вертикальные каналы равного сечения и полуканалы, оси кото-

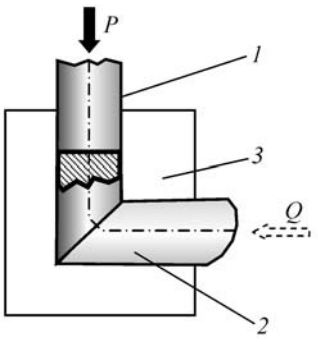


Рис. 1. Схема равноканального углового прессования [1]: *1* – пуансон; *2* – заготовка; *3* – матрица

[1]Пластическое деформирование, вызывающее локализованное течение материала в единице его объема.

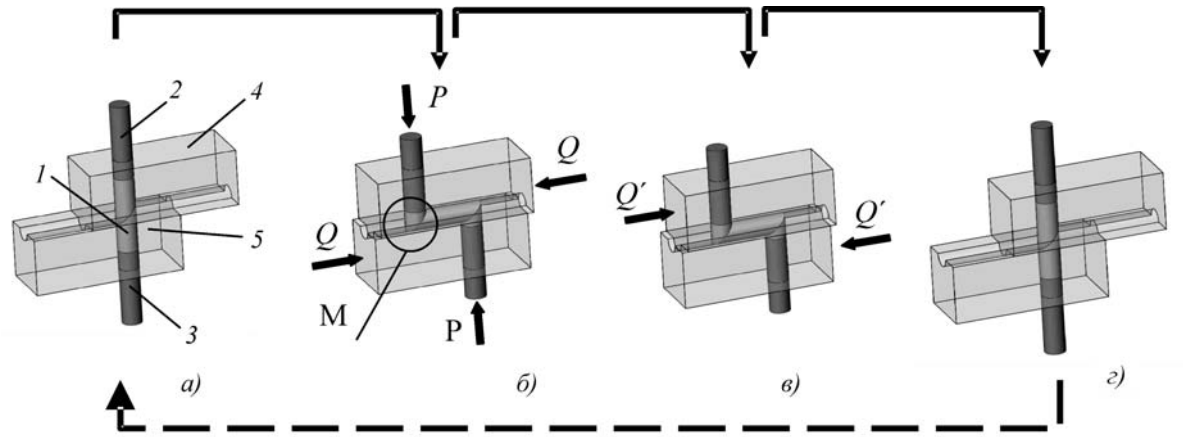


Рис. 2. Технологическая последовательность обработки материала прутковой заготовки в подвижных матрицах по *Z*-процессу: *а* – исходное положение; *б* – нечетный этап деформирования заготовки; *в* – начало четного этапа деформирования заготовки; *г* – конечное положение заготовки на четном этапе деформирования заготовки; *1* – заготовка; *2*, *3* – пуансоны; *4*, *5* – подвижные матрицы [3]

рых расположены на одной прямой, расположенной в плоскости смещения матриц. При этом полуканал верхней матрицы *4* (см. рис. 2, *а*) направлен вправо, а полуканал нижней матрицы *5* – влево. Матрица *4* имеет выступ, расположенный слева и входящий в полуканал матрицы *5*. Аналогичный выступ выполнен справа на матрице *5*, входящий в полуканал матрицы *4*. При совмещении полуканалов образуется единый канал, сечение которого равно сечению вертикальных каналов матриц.

В исходном положении матрицы образуют сквозной вертикальный канал, в который устанавливают заготовку *1* (см. рис. 2). Заготовка при этом может находиться в холодном или нагретом состоянии, а также быть выполненной из сплошного металла или предварительно спрессованного брикета из порошковых и гранулированных металлов и сплавов или в виде трубной или трубчатой заготовки, заполненной пластичным наполнителем.

Затем к торцам заготовки подводят пуансоны *2* и *3*, которые, синхронно перемещаясь навстречу друг другу с одинаковыми скоростями, первоначально позиционируют заготовку вдоль оси вертикального канала, а затем накладывают на торцы заготовки силы *P*. При этом заготовка *1* полностью охватывается жесткими поверхностями пуансонов *2*, *3* и матриц *4*, *5*.

Одновременно с обеспечением силового контакта пуансонов с торцами заготовки к матрицам *4* и *5* прикладывают силы *Q*, которые обеспечивают их перемещение навстречу друг другу, например со скоростями, равными скоростям перемещения пуансонов. При относительном смещении матриц происходит взаимное смещение их вертикальных каналов с образованием единого промежуточного канала.

Под действием сил *P* и *Q* в заготовке реализуется схема объемного неравномерного сжатия, обеспечивающая перевод материала заготовки в пластическое состояние и деформирование заготовки в *Z*-образный полуфабрикат. При этом, в начальный момент деформирования заготовки, в ее средней части возникает мгновенный очаг пластической деформации, расположенный в плоскости пересечения вертикальных и промежуточного каналов, который затем разделяется на два очага пластической деформации (см. рис. 2, *б*).

В образовавшиеся очаги деформации входит материал заготовки из концевых зон, примыкающих к торцам пуансонов *2* и *3*. При этом очаги деформации расходятся, смещаясь к концевым зонам заготовки *1*.

В результате материал обрабатываемой заготовки получает в очагах деформации однонаправленные деформации сдвига, приводящие к разориентировке зерен и дроблению его кристаллической структуры. Изложенный (нечетный) этап деформирования прямолинейной заготовки в *Z*-образный полуфабрикат может быть реализован также только за счет силового воздействия осевых пуансонов *2* и *3* без активного участия в формоизменении заготовки матриц *4* и *5*.

В этом случае встречное синхронное перемещение матриц обеспечивается нагрузками *q* (рис. 3), возникающими при деформировании заготовки *1* силой *P* и приложенными на участке АБ выступов матрицы *4*. Такие же нагрузки *q* возникают в противоположной, продеформированной зоне заготовки *1*. Они приложены к аналогичному выступу матрицы *5*. Очевидно, что при этом скорости смещения матриц и скорости перемещения пуансонов будут одинаковы. Этот вариант реализации способа целесообразен при обработке заготовок с низким пределом текучести материала.

Закончив перемещение заготовки *1* через вертикальные каналы матриц *4* и *5* в промежуточный канал, выполняют второй (четный) этап прессования заготовки. При этом снимают деформирующие нагрузки, приложенные к торцам заготовки *1* (см. рис. 2, *в*), пуансонами *2*, *3* и обеспечивают синхронное перемещение матриц *4* и *5* силами *Q′* в направлении, противоположном их перемещению на нечетном этапе дефор-

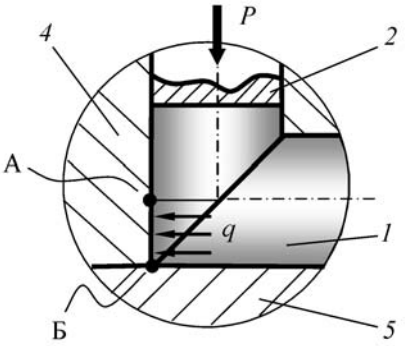


Рис. 3. Элемент М рис. 2:
1 – заготовка; *2* – осевой пуансон; *4*, *5* – матрицы

мирования. Силы *Q'* достаточны для перевода материала *Z*-образного полуфабриката в пластическое состояние.

На четном этапе в коленных зонах заготовки вновь образуются два очага пластической деформации. Под действием приложенных нагрузок очаги деформации начинают сближаться, протяженность вертикальных зон *Z*-образного полуфабриката увеличивается и в конечном положении матриц *4*, *5* (см. рис. 2, *г*) оси вертикальных каналов располагаются на одной прямой, образуется единый прямолинейный канал с перемещением очагов пластической деформации к срединной части заготовки *1* и их слиянию. Заготовка приобретает исходную прямолинейную форму. На этом заканчивают второй (четный) этап обработки материала заготовки.

В процессе четного этапа обработки материала заготовки в последней вновь реализуются деформации сдвига, направленные в противоположную по сравнению с нечетным этапом деформирования сторону. В материале заготовки наряду с изменением направления деформации сдвига увеличивается накопленная деформация сдвига, приводящая к дальнейшему дроблению кристаллической структуры материала.

Как вариант реализации *Z*-процесса, при выполнении четного этапа прессования заготовки *1* (см. рис. 2, *в*), к пуансонам *2*, *3* могут быть приложены нагрузки (т.е. противодавление), направленные навстречу друг другу, смягчающие схему напряженного состояния материала в очагах пластической деформации.

Для обеспечения более равномерного распределения ультрамелкозернистой (нанокристаллической) структуры материала по объему заготовки последнюю при завершении четного этапа деформирования и перед выполнением последующего поворачивают вокруг своей оси на некоторый угол.

В зависимости от требуемой степени измельчения зерен материала, получения требуемой степени разориентировки межзеренных границ или других задач нечетный и четный этапы деформирования заготовки могут быть последовательно повторены *n*-е число раз.

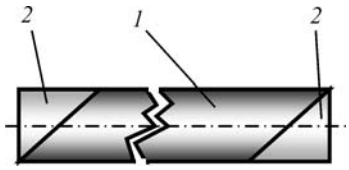


Рис. 4. Характерные зоны обработанной по *Z*-процессу прутковой заготовки без ее вращения между этапами:
1 – зона обработанного материала; *2* – зоны материала с исходной структурой

При этом целесообразно обработку материала заготовки закончить на нечетном этапе деформирования, когда она приобретает прямолинейную форму, облегчающую ее извлечение из полуматриц. Характерные зоны заготовки, обработанной без ее вращения между этапами вокруг оси, приведены на рис. 4.

Применяя маршрут обработки заготовки с изменением ее положения относительно очагов деформации (т.е. с дискретным вращением заготовки между этапами), удается повысить долю обработанного материала в заготовке.

Для полной обработки материала в объеме заготовки реализацию *Z*-процесса целесообразно осуществить, например, с предварительной установкой технологических шайб на торцы заготовки (рис. 5), изготовляемых из высокопластичного или графитосодержащего материала. При этом шайбы обеспечивают передачу силы пуансонов на торцы заготовки для обработки ее концевых зон в очагах пластической деформации, а также могут дополнительно выполнять смазывающие функции контактирующих поверхностей матриц и заготовки.

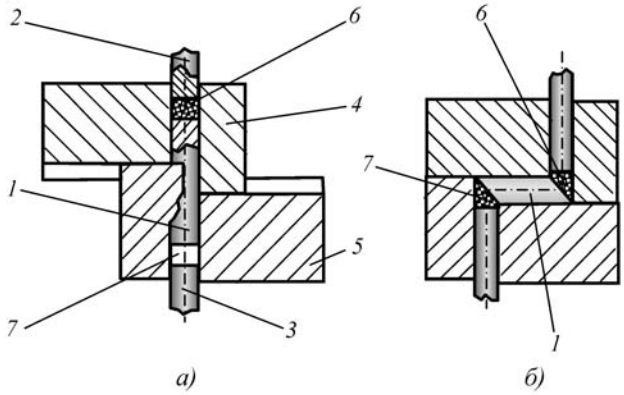


Рис. 5. Обработка материала прутковой заготовки по *Z*-процессу с использованием технологических шайб:
а, *б* – исходное и деформированное положение заготовки; *1* – заготовка; *2*, *3* – пуансоны; *4*, *5* – подвижные матрицы; *6*, *7* – технологические шайбы

В процессе прессования заготовки следует ожидать отсутствия застойных зон и исключения операций по уменьшению ее длины.

При обработке заготовок из малопластичных в обычных условиях материалов скорости перемещения полуматриц можно установить по выражению

$$v_{полум} = (0{,}8 \ldots 1{,}0)\, v_{ос},$$

где $v_{ос}$ – скорости перемещения пуансонов.

Это позволяет наложить на очаги пластической деформации заготовки дополнительные сжимающие напряжения и создать в них более мягкую схему напряженного состояния, повышающую пластичность материала, вовлекая в процесс его структурообразования дополнительные плоскости скольжения с увеличением при этом степени разориентировки межзеренных границ.

При обработке материалов заготовок с высоким пределом текучести или из сильноупрочняющихся материалов при их холодном деформировании в пуансонах могут возникнуть чрезмерно высокие напряжения сжатия, приводящие к их разрушению. Для уменьшения сжимающих напряжений, возникающих в пуансонах при обработке заготовки, скорости перемещения подвижных полуматриц могут быть увеличены в соответствии с выражением

$$v_{полум} = (1{,}0 \ldots 1{,}15)\, v_{ос}.$$

При этом часть энергетических затрат на формоизменение заготовки принимают на себя подвижные матрицы, разгружая осевые пуансоны. Наложение при этом на очаги пластических деформаций заготовки растягивающих напряжений, дополнительно способствует дроблению кристаллической структуры материала.

За счет обеспечения одинаковых суммарных степеней деформаций материала по всей площади очагов пластической деформации, получаемых заготовкой за несколько этапов деформирования, обеспечивается более равномерное распределение ультрамелкозернистой (нанокристаллической) структуры по радиальным сечениям заготовки.

При реализации *Z*-процесса могут быть использованы матрицы, промежуточный канал которых образует с вертикальными каналами матриц внутренние накрест лежащие углы больше или меньше 90° (рис. 6).

Выполним оценку потребных деформирующих нагрузок, необходимых для реализации *Z*-процесса энергетическим методом, а именно методом баланса мощностей при следующих основных допущениях [4]:

1) деформируемый материал жесткопластичен;

2) в материале допустимы разрывы скоростей в неограниченно тонких слоях – поверхностях разрыва, если при этом сохраняется непрерывность нормальных составляющих скоростей;

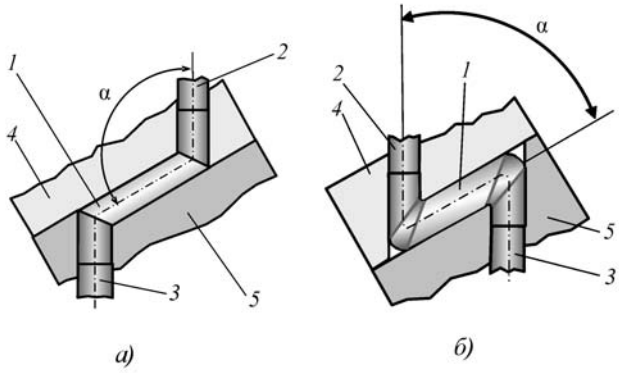


Рис. 6. Варианты реализации *Z*-процесса при внутренних накрест лежащих углах α между промежуточным и вертикальным каналами больше 90° (*а*) и меньше 90°:
1 – заготовка; *2*, *3* – осевые пуансоны; *4*, *5* – подвижные матрицы

3) силы контактного трения не зависят от нормальных давлений;

4) силы инерции и другие массовые силы пренебрежимо малы.

Анализ макроструктуры и характер искажения деформированной координатной сетки (рис. 7), нанесенной на поверхность, проходящую через ось прутковой заготовки, подвергнутой РКУП через жесткий Г-образный канал, показали, что формоизменение заготовки осуществляется путем локализации деформации сдвига в узкой зоне колена изделия. На основании этого разработаны расчетная схема и годографы скоростей идеализированного *Z*-процесса (рис. 8).

В расчетной схеме очаги пластической деформации вырождаются в эллипсы, лежащие в плоскостях Γ_1–Γ_1 и Γ_2 –Γ_2 под углами α к оси z' изделия. В этих плоскостях элементарные объемы материала резко меняют направление течения. Материал в зонах I, II и

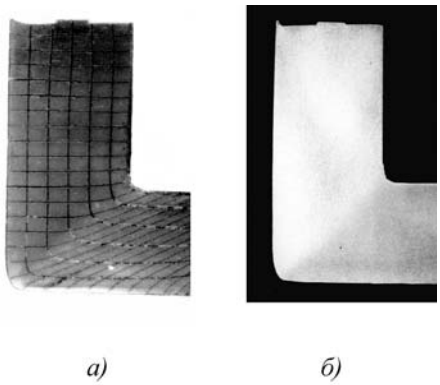


Рис. 7. Характер искажения квадратной координатной сетки, предварительно нанесенной на диаметральную плоскость прутковой заготовки, подвергнутой равноканальному угловому прессованию (*а*) и макроструктура (*б*) полуфабриката (материал – сталь 20; диаметр прутка 18 мм; вогнутый радиус колена 3 мм)

III перемещается как жесткий. Плоскости Γ_1–Γ_1 и Γ_2–Γ_2 являются поверхностями разрыва скоростей, отображающих в расчетной схеме деформируемой заготовки области локализации сдвиговых деформаций. Нормальные компоненты скорости на Γ_1–Γ_1 и Γ_2–Γ_2 непрерывны и равны $v_n = v_z \cos\alpha$, обеспечивая сплошность материала, а касательные претерпевают разрыв $\Delta v = v_z / \sin\alpha$.

Высокие интенсивности деформации сдвига при $\alpha = \pi/4$ [7]:

$$\Gamma = |\Delta v| / v_n = \cos\alpha / \sin\alpha = 2 \qquad (1)$$

при пересечении плоскостей сдвига позволяют при анализе процесса использовать модель жесткопластичного материала. Таким образом, предложенная схема отвечает модели РКУП заготовки в *Z*-образный полуфабрикат путем сдвига.

Основываясь на расчетной схеме идеализированного процесса (см. рис. 8), определим внешние нагрузки, необходимые для РКУП заготовки на первом (нечетном) этапе реализации *Z*-процесса. Учитывая симметрию процесса относительно плоскости А–А (см. рис. 8, *а*), рассмотрим, например, формоизменение заготовки в очаге пластической деформации, расположенном в плоскости Γ_1–Γ_1.

Мощность сдвига в плоскости Γ_1–Γ_1 при условии идеальной пластичности можно определить как

$$\dot{W}_{\Gamma_1-\Gamma_1} = \int_S \tau \, |\Delta v| \, ds, \qquad (2)$$

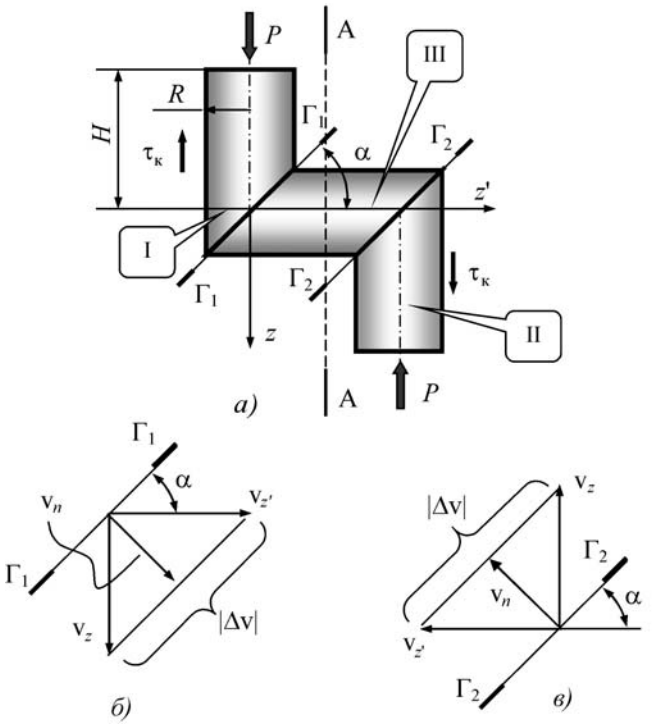


Рис. 8. Расчетная схема (*а*) и годографы скоростей (*б*, *в*) идеализированного *Z*-процесса на первом (нечетном) этапе обработки материала заготовки

где $\tau = \sigma_s / \sqrt{3}$ – касательное напряжение текучести в плоскости Γ_1–Γ_1; σ_s – напряжение текучести; $dS = \pi r^2 \, dr / \cos\alpha$ – площадь элементарного эллипсного кольца; *r*, *dr* – радиус и ширина элементарного слоя прутковой заготовки соответственно; *S* – площадь плоскости сдвига; Δv – разрыв касательной компоненты скорости.

В результате интегрирования выражения (2) имеем

$$\dot{W}_{\Gamma_1-\Gamma_1} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \, \frac{2\pi R^2 v_z}{\sin 2\alpha}, \qquad (3)$$

где *R* – радиус сечения прутка; v_z – скорость относительного скольжения металла по поверхности инструмента.

Потери мощности на трение зоны I (см. рис. 8, *а*) вычисляют как [4]:

$$\dot{W}_{\mathrm{I}} = \int_S \int_{\mathrm{I}} \tau_к \, v_z \, dS, \qquad (4)$$

где $\tau_к = m\sigma_s / \sqrt{3}$ – касательные напряжения трения; $m = \tau_к / \sigma_к$ – фактор трения; $\sigma_к$ – контактные напряжения; S_{I} – поверхность трения зоны I.

Площадь поверхности трения:

$$S_{\mathrm{I}} = 2\pi RH, \qquad (5)$$

где *H* – текущая высота предочаговой зоны заготовки (см. рис. 8, *а*).

Выражение (4) с учетом формулы (5) и преобразований примет вид

$$\dot{W}_{\mathrm{I}} = \frac{2\pi m}{\sqrt{3}} \sigma_s \, v_z \, RH. \qquad (6)$$

Потери мощности на трение по поверхности зоны III равны нулю, так как между полуматрицами и деформируемой заготовкой проскальзывание материала отсутствует.

Мощность, развиваемая активной силой *P*:

$$\dot{W}_{\mathrm{a}}(P) = P v_z = p_z \, 2\pi R^2 v_z, \qquad (7)$$

где p_z – давление, развиваемое осевым пуансоном.

Баланс мощностей для данного случая можно записать в виде

$$\dot{W}_{\mathrm{a}(P)} = W_{\Gamma_1-\Gamma_1} + W_{\mathrm{I}}. \qquad (8)$$

После подстановки в выражение (8) значений мощностей по формулам (7), (3), (6) и преобразований, имеем

$$\frac{p_z}{\sigma_s} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[m \frac{H}{R} + \frac{1}{\sin 2\alpha} \right]. \qquad (9)$$

При $\alpha = \pi / 4$ потребные для формообразования относительные давления можно определить как

$$\frac{p_z}{\sigma_s} = \frac{1}{\sqrt{3}}\left[m\left(\frac{H}{R}-1\right)+1\right]. \qquad (10)$$

Из выражения (10) видно, что относительные давления, развиваемые осевым пуансоном, являются функцией геометрических характеристик заготовки (R), Z-образного полуфабриката (H / R) и фактора трения (m):

$$\frac{p_z}{\sigma_s} = f(R;\ H/R;\ m).$$

При подстановке в выражение (10) $m = 1$ получим верхнюю оценку потребного для формоизменения заготовки относительного давления, развиваемого пуансоном.

Из выражения (10) следует, что при $H = R$ (см. рис. 8)

$$P_z = \sigma_s / \sqrt{3} = \tau.$$

Таким образом, установлены потребные нагрузки на заготовку по ходу первого (т.е. нечетного) этапа ее равноканального прессования по Z-процессу.

Расчетная схема и годографы скоростей, принятые при анализе второго (четного) этапа Z-процесса, приведены на рис. 9.

Сравнивая расчетные схемы первого (нечетного) (см. рис. 8) и второго (четного) (см. рис. 9) этапов, можно отметить идентичность годографов скоростей, а следовательно, и расчетных зависимостей, описывающих четный этап обработки материала заготовки.

Выражения (3), (6), (7) и (9) описывают также и четный этап РКУП заготовки по Z-процессу. Однако значения напряжения текучести σ_s, входящие в выражения (3), (6) и (9), будут отличаться в большую сторону на величину упрочнения материала, получаемого последним на предшествующем, нечетном этапе РКУП при формоизменении заготовки в очагах пластической деформации.

Для учета упрочнения материала предположим, что поведение материала описывается условием пластичности со степенным законом деформационного упрочнения [4], полагая, что материал однороден, изотропен, что его упрочнение не зависит от вида напряженного состояния и определяется лишь накопленными конечными деформациями (гипотеза единой кривой упрочнения), а пластическое состояние наступает, если интенсивность напряжений достигает предельной величины, зависящей от конечных деформаций, т.е.

$$\sigma_s' = B e_i^n, \qquad (11)$$

где σ_s' – интенсивность напряжений; e_i – интенсивность конечных (логарифмических) деформаций, на-

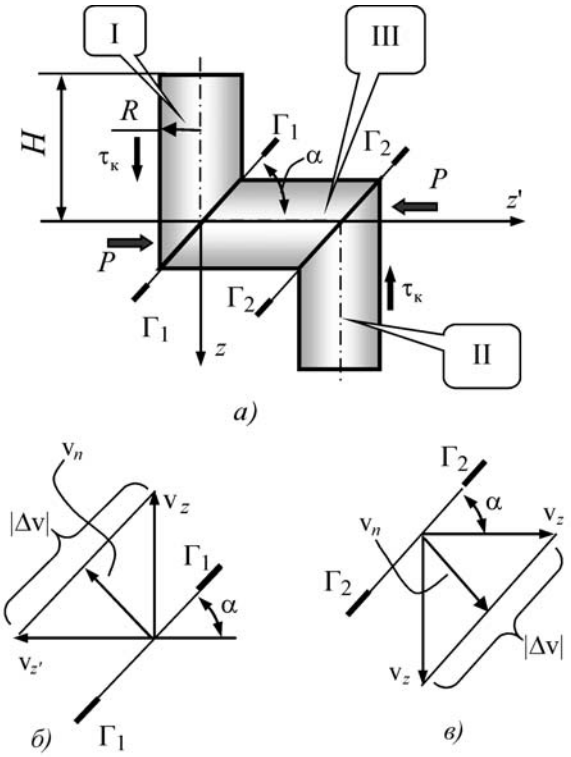


Рис. 9. Расчетная схема (*а*) и годографы скоростей (*б*, *в*) идеализированного *Z*-процесса на втором (четном) этапе обработки материала заготовки

копленная за время деформирования; B, n – постоянные материала [4].

При этом величину e_i можно определить при стационарной плоскости разрыва скоростей в виде

$$e_i = \frac{|\Delta v|}{\sqrt{3}\,|v_n|} = \frac{2}{\sqrt{3}\sin 2\alpha}, \qquad (12)$$

а выражение (11) записать как

$$\sigma_s' = B\left(\frac{2}{\sqrt{3}\sin 2\alpha}\right)^n. \qquad (13)$$

Таким образом, интенсивность конечных деформаций e_i и интенсивность напряжений σ_s' однородны и зависят только от положения очага деформации в деформируемой заготовке, определяемого углом α.

При реализации n этапов деформирования заготовки предполагаем, что интенсивность накопленных деформаций можно определить как произведение $n e_i$. Эта простая зависимость, очевидно, работоспособна на первых 2–3 этапах деформирования заготовки. Многочисленные экспериментальные исследования свидетельствуют, что кривые деформации металлов в области больших пластических деформаций ведут себя немонотонным образом [8].

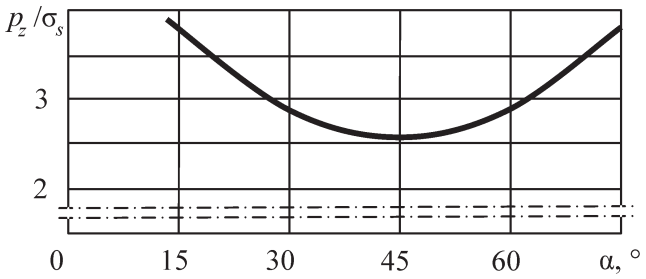


Рис. 10. Зависимость относительных давлений p_z/σ_s, развиваемых осевым пуансоном, от угла α

Выражение (9) позволяет определить внешние нагрузки, необходимые для реализации *Z*-процесса, при любом угле α. В качестве примера на рис. 10 приведен график изменения потребных относительных нагрузок (p_z / σ_s), развиваемых осевым пуансоном, от угла α, построенный по выражению (8) (при m = 0,3; H = 100 мм; R = 10 мм).

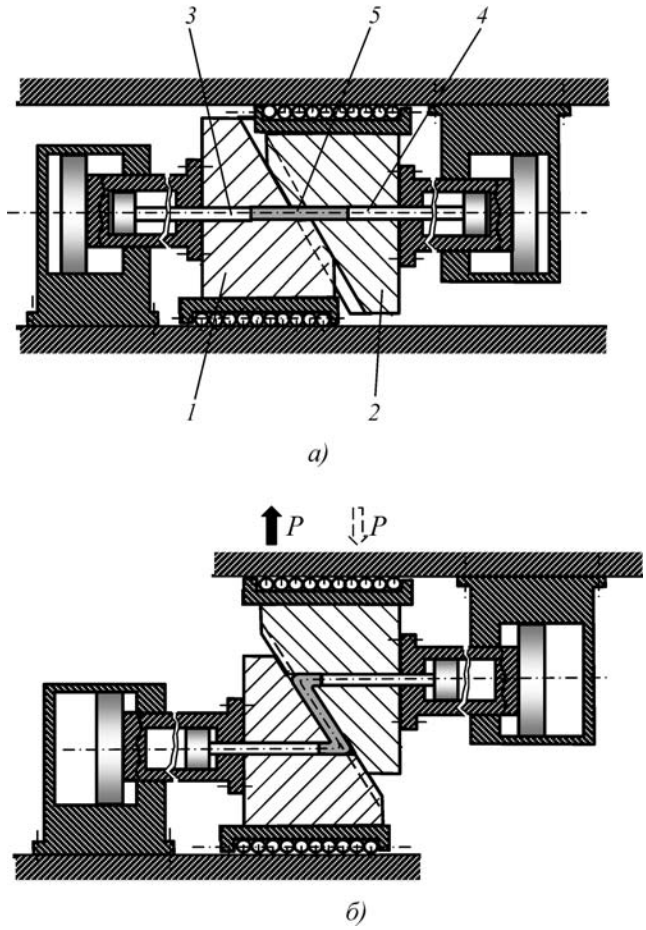


Рис. 11. Схема устройства для наноструктурирования материала прутковых заготовок:
а – исходное положение; *б* – промежуточный (четный) этап работы устройства; *1*, *2* – матрицы; *3*, *4* – осевые пуансоны; *5* – обрабатываемая заготовка [9]

Для реализации *Z*-процесса по одному из его вариантов обработки материала прутковых заготовок разработано устройство, основные фрагменты и один из этапов работы которого приведены на рис. 11 [9].

Рассмотренные основы теории *Z*-процесса позволяют поставить на научную основу проектирование технологических процессов и создание оборудования для обработки материала заготовок равноканальным угловым прессованием в подвижных матрицах.

Разработанный процесс структурообразования материала может быть востребован в различных отраслях машиностроения, позволяя повысить технико-экономические и эксплуатационные характеристики изготовляемой продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Головин Ю.И.** Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.

2. **Периг А.В., Тышкевич А.В.** Физическое моделирование макроскопической ротации деформируемых материалов при равноканальном угловом прессовании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 2. С. 41–45.

3. **Пат. 2414319 РФ, МПК B 21 J 5/06.** Способ обработки металлов давлением / В.А. Полетаев, А.С. Матвеев, Р.А. Казаков; патентообладатель ГОУ ВПО "Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева". Опубл. 20.03.2011, Бюл. № 8.

4. **Степанский Л.Г.** Расчеты процессов обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1979. 215 с.

5. **Матвеев А.С., Кочетков В.А.** Справочник кузнеца / под ред. В.Ф. Безъязычного. М.: Машиностроение, 2011. 360 с.

6. **Матвеев А.С.** Гидроштамповка труб, наноструктурирование материала. Saarbrucken: Laplambert Akademie Publishing, 2012. 238 с.

7. **Матвеев А.С.** Исследование "*Z*-процесса" наноструктурирования материала прутковых заготовок // Вестник Рыбинского государственного авиационного технического университета им. П.А. Соловьева. 2012. № 1 (22). С. 115–119.

8. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Объемные наноструктурированные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ "Академкнига", 2007. 398 с.

9. **Пат. 2415730 РФ, МПК B 21 J 5/06.** Устройство для обработки металлов давлением / А.С. Матвеев, В.А. Полетаев, Р.А. Казаков; патентообладатель ГОУ ВПО "Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева". Опубл. 10.04.2011, Бюл. № 10.

Анатолий Сергеевич Матвеев, д-р техн. наук,
matveev_as_1@mail.ru;
Роман Александрович Казаков;
Александр Валерьевич Иванов

УДК 621.98.044.7

А.Ю. Боташев, Н.У. Бисилов, Р.С. Малсугенов
(Северо-Кавказская государственная гуманитарно-технологическая академия, г. Черкесск)

Экспериментальные исследования газовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки*

Представлены результаты экспериментальных исследований газовой штамповки, проведенных в целях определения температуры заготовки и оценки технологических возможностей данного метода штамповки. Установлено, что температура нагрева заготовки существенно зависит от давления топливной смеси и длительности нагрева. При давлении 0,7 МПа и длительности нагрева 0,6 с температура заготовки составила 700...750 °С. Определены технологические режимы штамповки трех характерных типов деталей. Данный метод штамповки обладает широкими технологическими возможностями.

Ключевые слова: пластичность; листовая штамповка; газовая штамповка; топливная смесь; давление газа; обработка металлов давлением.

Results of experimental researches of the gas forming spent for the purpose of definition of temperature of preparation and estimation of technological possibilities of the given method of forming are presented. It is established that the temperature of heating of preparation essentially depends on pressure of fuel mix and duration of heating. At pressure 0,7 MPa and duration of heating 0,6 s the preparation temperature has made 700...750 °C. Technological modes of forming of three characteristic types of details are defined. Given method of forming possesses wide technological possibilities.

Keywords: plasticity; sheet-metal forming; gas forming; blended fuel; gas pressure; metal forming.

Нагрев заготовки позволяет повысить ее пластичность и снизить сопротивляемость пластической деформации. Однако листовая штамповка чаще всего осуществляется в холодном состоянии заготовки. Это связано с тем, что нагретая листовая заготовка быстро остывает вследствие ее большой поверхности.

В работах [1, 2] была теоретически обоснована возможность нагрева и деформирования листовой заготовки в полости матрицы кратковременным двухсторонним воздействием на заготовку горячего газа, а также определены основные параметры устройства для штамповки.

Целью данной работы является экспериментальное определение температуры заготовки при данном методе штамповки, а также оценка технологических возможностей этого метода.

Исследования проводили на экспериментальном устройстве, схема и фотография которого приведены на рис. 1. Устройство состоит из корпуса *1* и матрицы *2*, соединенных между собой с помощью шпилек *3*, гаек *4* и плит *5*, *6*. В корпусе *1* расположена камера сгорания *7*. Во фланце корпуса *1* выполнена кольцевая полость, в которой установлен кольцевой поршень *8*, служащий в качестве прижима штампуемой заготовки. На корпусе *1* установлены впускной клапан *9*, свеча зажигания *10* и выпускной клапан *11*. На матрице также установлены впускной клапан *12*, свеча зажигания *13* и выпускной клапан *14*. Для обеспечения жесткости плиты *5* и *6* имеют ребра жесткости *15* и *16*.

Для осуществления процесса штамповки камера сгорания *7* и полость матрицы *2* наполняются топливной смесью. Затем с помощью свеч *10* и *13* топливная смесь поджигается. В результате сгорания смеси давление и температура в камере *7* и в полости матрицы *2* резко повышаются. При этом под воздействием про-

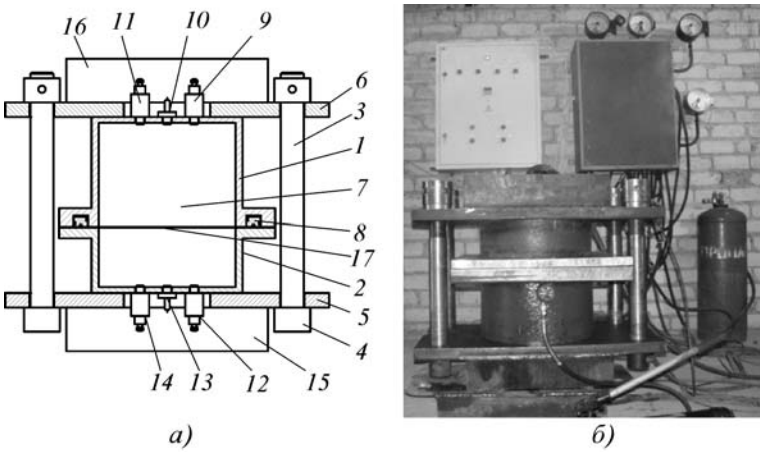


Рис. 1. Схема (*а*) и фотография экспериментального устройства (*б*):
1 – корпус; *2* – матрица; *3* – шпилька; *4* – гайка; *5*, *6* – плита прижимная; *7* – камера сгорания; *8* – кольцевой поршень; *9*, *12* – впускной клапан; *10*, *13* – свеча зажигания; *11*, *14* – выпускной клапан; *15*, *16* – ребро жесткости; *17* – заготовка

* Статья подготовлена в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России".

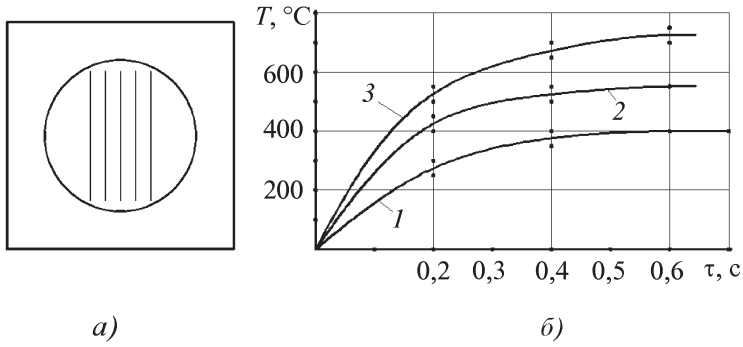


Рис. 2. Схема нанесения меток термоиндикаторными карандашами (*а*) и графики изменения во времени температуры заготовки при различных давлениях топливной смеси (*б*):
1 – 0,3 МПа; *2* – 0,5 МПа; *3* – 0,7 МПа

дуктов сгорания штампуемая заготовка *17* интенсивно нагревается.

Через некоторый промежуток времени (не более 1 с) открывается выпускной клапан *14* и газ из полости матрицы *2* выпускается. При этом под действием давления газа, находящегося в камере сгорания *7*, нагретая заготовка деформируется. Затем газ с камеры сгорания *7* выпускается через клапан *11*, после чего из матрицы извлекается отштампованная деталь.

Измерение температуры заготовки датчиками, наклеиваемыми на ее поверхность, в данном случае невозможно, так как они также будут подвергаться воздействию горячего газа. Поэтому для определения температуры заготовки использовали термоиндикаторные карандаши, которые плавятся при определенной температуре. Для предотвращения воздействия горячего газа на метки термоиндикаторных карандашей штамповке подвергали две заготовки, уложенные друг на друга. Метки наносили на внутреннюю поверхность заготовки.

Эксперименты проводили следующим образом. На листовую заготовку толщиной 0,5 мм из стали 08 наносили термоиндикаторными карандашами параллельные линии на расстоянии 10 мм друг от друга (рис. 2, *а*). При этом метки наносили таким образом, чтобы чувствительность на температуру нанесенных линий отличалась на 50 °С, т.е. эти линии представляли собой шкалу температур с ценой деления 50 °С. Затем на заготовку с линиями устанавливали другую заготовку, после чего обе заготовки в сборе помещали в устройство для штамповки.

В процессе экспериментов варьировали давление топливной смеси p_c от 0,3 до 0,7 МПа и время нагрева заготовки τ от 0,2 до 0,7 с. Давление топливной смеси измеряли с образцовым манометром класса 0,4. При этом время нагрева заготовки определялось промежутками времени между подачей искры свечей зажигания и открытием выпускного клапана.

Вначале провели серию экспериментов при давлении топливной смеси 0,3 МПа, устанавливая время нагрева заготовки равным 0,2; 0,4; 0,6 и 0,7 с. Каждый эксперимент повторяли 3 раза. Было установлено, что по мере увеличения времени нагрева заготовки от 0,2 до 0,6 с ее температура повышается до 400 °С. Однако при увеличении длительности нагрева от 0,6 до 0,7 с температура заготовки существенно не изменилась.

По-видимому, при длительности нагрева 0,6 с практически наступало тепловое равновесие между газом и заготовкой. Таким образом, увеличение времени нагрева заготовки выше 0,6 с нецелесообразно. Поэтому в серии экспериментов при давлении топливной смеси 0,5 и 0,7 МПа время нагрева заготовки изменяли от 0,2 до 0,6 с.

Результаты экспериментов представлены на рис. 2, *б*. Измеренные значения температуры отмечены точками. В трех экспериментах значения температуры совпадали или отличались на 50 °С. Так, при p_c = 0,5 МПа и τ = 0,4 с в двух экспериментах температура заготовки составляла 550 °С, а в одном эксперименте – 500 °С, поэтому значения температуры отмечены двумя точками. При p_c = 0,5 МПа и τ = 0,6 с во всех трех экспериментах температура составила 550 °С.

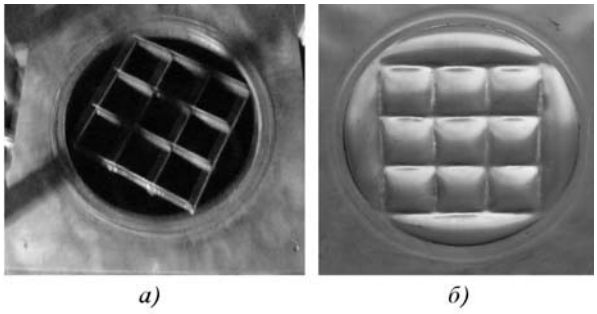
Значения температуры заготовки, относящиеся к каждой серии экспериментов, объединены соответствующими графиками. Так как температуру оценивали с точностью 50 °С, можно считать, что доверительный интервал этих графиков составляет 25 °С.

Из приведенных графиков следует, что интенсивный нагрев заготовки происходит при длительности нагрева до 0,3...0,4 с. При дальнейшем увеличении времени нагрева скорость роста температуры существенно снижается. Исходя из этого, а также учитывая, что в процессе нагрева заготовки снижается давление газа вследствие уменьшения его температуры, время нагрева заготовки следует установить в пределах 0,3...0,6 с.

Из рис. 2, *б* также следует, что температура заготовки существенно зависит от давления топливной смеси. Так, при длительности нагрева 0,4 с увеличение давления топливной смеси от 0,3 до 0,7 МПа обеспечивает повышение температуры от 400 до 700 °С. Поэтому давление топливной смеси является мощным фактором для повышения температуры заготовки. При p_c = 0,7 МПа достигнута температура заготовки 750 °С.

Прочность корпуса камеры сгорания экспериментального устройства не позволяла увеличить давление топливной смеси выше 0,7 МПа, поэтому эксперименты при большем давлении не проводили. Однако из представленных графиков следует, что увеличение давления топливной смеси до 0,9...1,0 МПа может обеспечить нагрев заготовки до 800...900 °С.

Для оценки технологических возможностей данного метода штамповки было проведено исследова-



а) *б)*

Рис. 3. Решетчатая матрица (*а*) и панель сотовой конструкции (*б*)

ние штамповки трех типов деталей: сферообразного днища, панели сотовой конструкции и панели теплообменника со спиральным каналом. Сферообразные днища имеют, в частности, технологические емкости, широко применяемые в пищевых и химических производствах [3].

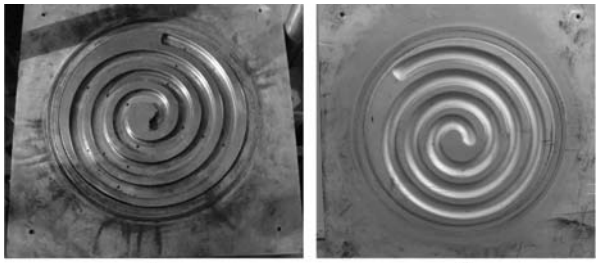
Штамповку днища проводили в цилиндрической матрице диаметром 400 мм из стальной листовой заготовки толщиной 1 мм. При этом камеру сгорания и полость матрицы последовательно наполняли топливной смесью, затем одновременно поджигали смеси в обеих полостях, после чего через 0,5...0,6 с осуществляли выпуск продуктов сгорания из полости матрицы. Таким образом, длительность нагрева заготовки составляла 0,5...0,6 с.

Эксперименты показали, что для штамповки днища из стальной заготовки толщиной 1 мм достаточно давление топливной смеси 0,2...0,3 МПа. Получаемая при этом деталь имеет хорошее качество.

Второй тип детали представлял собой панель сотовой конструкции с размерами ячеек 90×90 мм. Аналогичные конструкции применяют в авиастроении. Их изготовляют фрезерованием или изотермической формовкой [4]. Штамповку сотовой конструкции проводили из алюминиевого листа толщиной 2 мм в той же последовательности, как при штамповке днища. Время нагрева заготовки составляло 0,3...0,4 с. Проведенные эксперименты показали, что давление топливной смеси 0,3...0,4 МПа достаточно для получения деталей хорошего качества (рис. 3, *б*).

Третий тип детали был выбран для проверки возможности штамповки деталей сложной конфигурации с малыми радиусами кривизны (рис. 4, *б*). В спиральных теплообменниках канал для течения теплоносителя имеет форму спирали [3]. В данном случае канал имеет форму спирали Архимеда с шагом 30 мм, что наиболее приемлемо для создания компактных спиральных теплообменников [5].

Панели теплообменника чаще всего изготовляют из алюминия или его сплава. Поэтому штамповку осуществляли из алюминиевого листа толщиной 2 мм. Штамповая оснастка состояла из матрицы со спиральным каналом и прижимного кольца для зажима



а) *б)*

Рис. 4. Спиральная матрица (*а*) и деталь (*б*)

фланца заготовки. Время нагрева заготовки составляло 0,3...0,4 с. Эксперименты показали, что при давлении топливной смеси 0,5...0,6 МПа обеспечивается хорошее качество получаемой детали.

Результаты экспериментов по штамповке деталей свидетельствуют о том, что данный метод штамповки применим для штамповки деталей простой формы и сложной конфигурации с малыми радиусами кривизны. Поэтому данный метод может быть эффективно использован в мелкосерийном и опытном производствах для штамповки широкой номенклатуры деталей.

Заключение. При газовой листовой штамповке с двухсторонним нагревом заготовки происходит интенсивный нагрев заготовки. При этом максимальная температура заготовки зависит от давления топливной смеси и длительности нагрева заготовки. Давление топливной смеси 0,7 МПа обеспечивает нагрев стальной заготовки толщиной 1 мм до 700...750 °С. Увеличение давления топливной смеси до 1 МПа позволит повысить температуру заготовки до 900 °С. Оптимальное время нагрева заготовки составляет 0,3...0,6 с.

Данный метод штамповки обладает широкими технологическими возможностями и может быть применен в мелкосерийном и опытном производствах для штамповки листовых деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Боташев А.Ю., Бисилов Н.У.** Исследование рабочего процесса устройства для газовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки // Обработка металлов давлением: сб. науч. тр. 2010. № 4 (25). С. 126–132.

2. **Боташев А.Ю., Бисилов Н.У.** Исследование газовой листовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 3. С. 25–28.

3. **Кавецкий Г.Д., Васильев Б.В.** Процессы и аппараты пищевой технологии. М.: Колос, 2000. 551 с.

4. **Ковалевич М.В.** Расчет режимов пневмотермической формовки деталей коробчатой формы в режиме сверхпластичности // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 9. С. 35–39.

5. **Пат. 117596 RU, МПК F 28 D 9/04.** Опуб. 27.06.2012, Бюл. № 18.

Анвар Юсуфович Боташев, д-р техн. наук;
Назим Урусланович Бисилов,
W9187124909@mail.ru;
Роман Сергеевич Малсугенов

УДК 621.771.011

В.А. Харитонов, И.В. Таранин
(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова)

Анализ напряженно-деформированного состояния и разрушения металла при прокатке круглого профиля в квадратном калибре

Предложена методика анализа напряженно-деформированного состояния металла в процессе продольной прокатки в калибрах на основе программного комплекса DEFORM-3D. Подтверждена адекватность предложенной методики. Проанализированы влияние степени деформации и заполнения квадратного четырехвалкового калибра на напряженное состояние и вероятность разрушения металла при прокатке по схеме "круг–квадрат". Проведен сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния и разрушения металла при прокатке круглого профиля в квадратном четырехвалковом калибре, образованном цилиндрическими и коническими валками, а также в двухвалковом врезном квадратном калибре.

Ключевые слова: сортовая прокатка; конические валки; напряженно-деформированное состояние; разрушение металла.

The method for the analysis of stress-strain state of the metal due to rolling in calibers by means program DEFORM-3D is offered. The adequacy of the proposed method is confirmed. The influence of the degree of deformation and filling the square four-high caliber on the stress state and the probability of metal destruction due to the rolling in system of calibers "round–square" are analyzed. Comparative analysis of the stress-strain state and the metal destruction due to the rolling round profile in square four-high caliber, formed by cylindrical and tapered rollers, and two-roll plunge square caliber is performed.

Keywords: long rolling; tapered rollers; stress-strain state; destruction of metal.

Система калибров "круг–квадрат" находит широкое применение в качестве черновых и промежуточных калибров при холодной (теплой) прокатке круглой проволоки из различных сталей и сплавов цветных и легких металлов на непрерывных многоклетевых станах с четырехвалковыми калибрами. Также эта система используется при производстве квадратной проволоки протяжкой в клетях с роликовыми волоками и производстве арматурной проволоки квадратного поперечного сечения. В последнем варианте квадратный калибр может быть образован как четырьмя, так и двумя валками.

При освоении способа деформации в четырехвалковых калибрах за рубежом и в СССР в 1950– 1960-е гг. исследовали закономерности деформированного состояния металла при его прокатке (протяжке) с применением системы калибров "круг–квадрат", причем экспериментальные возможности того времени не позволяли оценить напряженное состояние металла. Работы М.Г. Полякова, Б.А. Никифорова, Г.С. Гуна, Л.А. Баркова, В.А. Харитонова посвящены исследованию процесса прокатки в многовалковых системах калибров [1, 2].

Принято считать, что прокатка в многовалковых системах калибров обеспечивает в очаге деформации благоприятное напряженное состояние всестороннего сжатия, однако практика показала, что холодная прокатка малопластичных металлов в системе калибров "круг–квадрат" способствует появлению трещин на поверхности проката и его разрушению.

На рис. 1 представлен образец труднодеформированного металла, прокатанный из исходной круглой заготовки в квадратном четырехвалковом калибре. Как видно из рис. 1, образец "изрезан" поперечными трещинами по ребрам квадрата, а также по поверхности граней.

В связи с изложенным выше, исследование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в системе калибров "круг–квадрат" является актуальной задачей.

Методика исследования. Современные методы компьютерного моделирования позволяют исследовать практически любые процессы обработки металлов давлением. Исследование осуществляли на основе численного моделирования методом конечных эле-

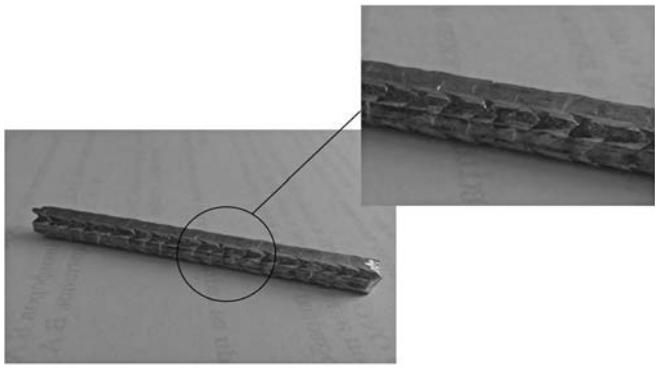


Рис. 1. Образец металла, полученный прокаткой по схеме "круг–квадрат"

ментов. В качестве системы-решателя применяли программный продукт DEFORM-3D.

Моделировали процесс холодной прокатки круглого профиля в квадратном калибре при различных условиях деформации. При постановке задач были приняты следующие допущения: рабочий инструмент – абсолютно жесткое тело с постоянной температурой; прокатываемый материал – однородный, изотропный; деформируемая среда – вязкопластическая; начальная температура заготовки – равномерная по сечению и равная 20 °С.

Трение описывали по закону Кулона. Коэффициент трения задавали постоянным и равным 0,08. В качестве деформируемой среды использовали материал из библиотеки DEFORM сталь AISI-1045 (аналог стали 45).

Проверка адекватности модели. Для получения достоверных результатов была проверена адекватность предложенной методики моделирования. Адекватность разработанной модели оценивали путем сопоставления данных о деформированном состоянии металла при продольной прокатке в четырехвалковом калибре по схеме "круг–квадрат", полученных экспериментально методом координатных сеток в работе [1] и результатов моделирования аналогичной задачи в DEFORM-3D.

Для этого моделировали прокатку полосы круглого сечения диаметром 12 мм в четырехвалковом калибре со стороной квадрата 8,5 мм, образованном двумя приводными и двумя холостыми валками диаметром 248 мм.

В качестве материала использовали свинец из стандартной библиотеки DEFORM. Начальная температура деформации 20 °С, трение описывали по закону Кулона, коэффициент трения 0,08. При моделировании приняты стандартные допущения метода конечных элементов, указанные выше.

В работе [1] деформированное состояние и течение металла при прокатке в квадратном четырехвалковом калибре изучено подробно, поэтому для проверки адекватности модели достаточно рассмотреть характер распределения компонентов линейных деформаций ε_x, ε_y, ε_z вдоль очага деформации в плоскости *XOY* со стороны приводных валков в приконтактном, промежуточном и среднем слоях металла (рис. 2, 3).

Анализ полученных результатов (см. рис. 2) и экспериментальных данных (см. рис. 3) показал схожесть характера распределения линейных деформаций в очаге деформации при прокатке по схеме "круг–квадрат".

Продольная деформация в направлении оси *x* практически однородна по всему объему металла и равномерно возрастает по длине очага деформации.

Высотная деформация ε_y достигает максимальных значений в приконтактных слоях металла и минимальна в средних.

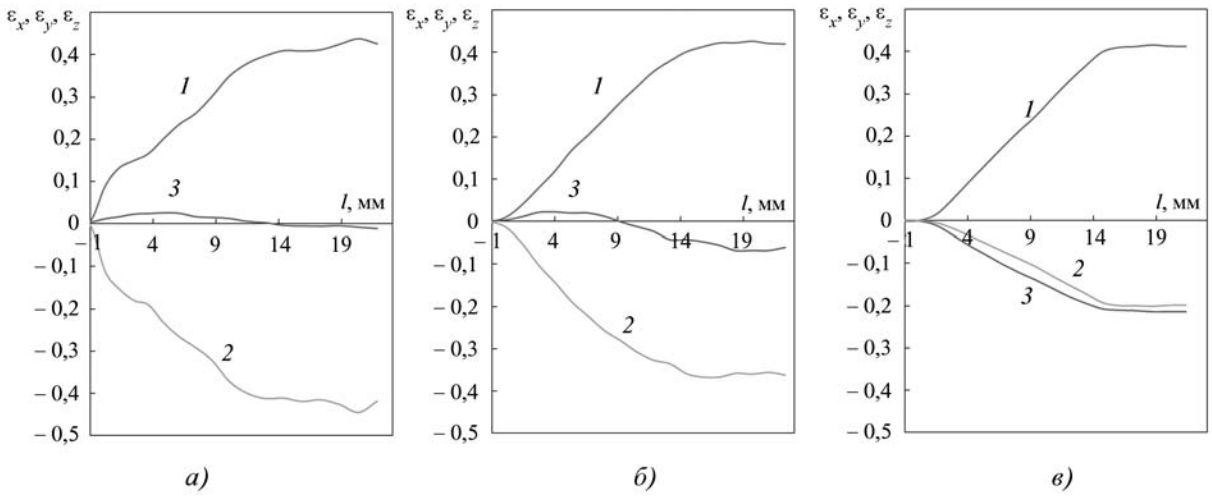


Рис. 2. Рассчитанные данные изменения деформации по длине очага деформации в плоскости *XOY* для контактного (*а*), промежуточного (*б*) и среднего (*в*) слоев:
1 – ε_x; *2* – ε_y; *3* – ε_z

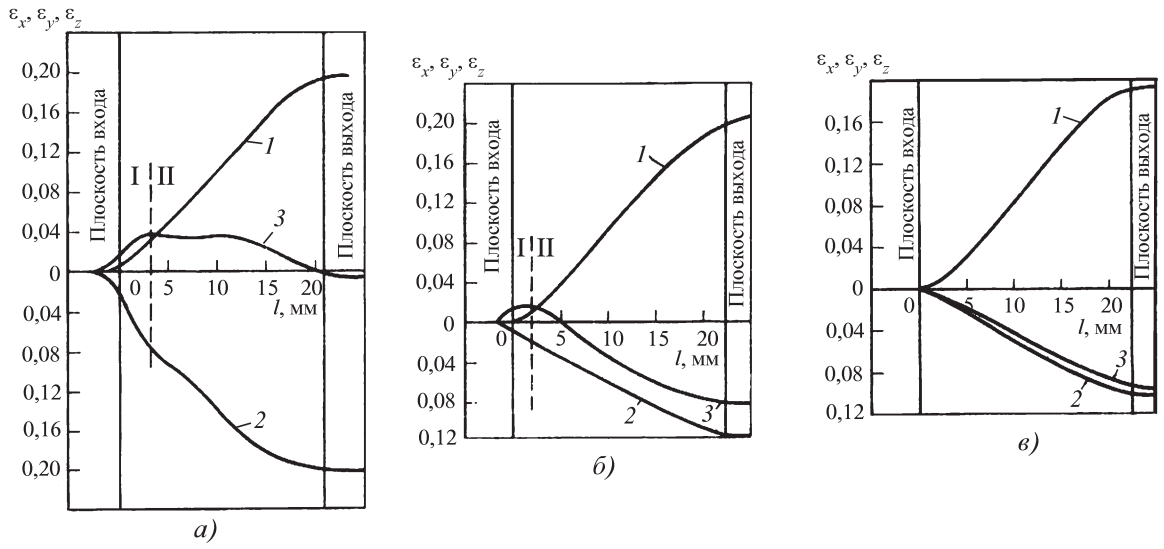


Рис. 3. Экспериментальные данные изменения деформации по длине очага деформации в плоскости *XOY* для контактного (*а*), промежуточного (*б*) и среднего (*в*) слоев:
1 – ε_x; *2* – ε_y; *3* – ε_z

Поперечная составляющая деформации ε_z на протяжении большей длины очага деформации имеет положительный знак в приконтактном слое, а в среднем – отрицательный на протяжении всего очага деформации, что свидетельствует о неравномерном течении металла в процессе деформирования, в осевой зоне осуществляется растягивающее воздействие в поперечном направлении, в приконтактной – деформация сжатия.

Некоторые отличия между рассчитанными моделью и экспериментальными результатами можно объяснить недостаточностью сведений об условиях эксперимента, однако схожий характер деформированного состояния позволяет сделать вывод об адекватности разработанной методики моделирования процесса прокатки в калибрах и использовать предложенную модель для изучения напряженно-деформированного состояния металла при прокатке по другим схемам.

Исследование напряженного состояния и разрушения металла при прокатке в четырехвалковой системе калибров "круг–квадрат". Моделировали холодную прокатку круглого профиля в квадратном калибре при различной степени его заполнения. Для этого изменяли диаметр исходной круглой заготовки при постоянных размерах квадратного калибра и прочих условиях.

Исходные условия моделирования процесса прокатки следующие:

Диаметр исходного профиля, мм 7,0; 6,5; 6,0
Коэффициент трения (по закону Кулона). 0,08
Диаметр валков, мм. 248
Материал заготовки . . . . . Сталь 45
Скорость прокатки (зависит от вытяжки), м/с . . 5,5...6,0
Коэффициент вытяжки 1,19; 1,35; 1,55
Сторона квадрата готового профиля, мм 5

Допущения при моделировании аналогичны изложенным ранее.

По результатам моделирования проанализировано напряженное состояние в очаге деформации, а именно, распределение линейных напряжений σ_x, действующих в продольном направлении очага деформации. Также выявлены объемы металла, наиболее подверженные разрушению.

Разрушение оценивали по значению показателя критерия разрушения Кокрофта–Лэтэма:

$$D = \int^{\varepsilon_i} \frac{\sigma^*}{\sigma_i} d\varepsilon_i ,$$

где ε_i – интенсивность деформаций по Мизесу; σ^* – максимальное главное напряжение; σ_i – интенсивность напряжений по Мизесу.

Общий анализ напряженного состояния показал, что при прокатке круглого профиля в четырехвалковом квадратном калибре в очаге деформации действуют значительные по величине продольные растягивающие напряжения в следующих объемах металла:

– осевая зона на протяжении от входа до 80...90 % длины очага деформации (σ_x достигает 450 МПа);

– внеконтактная зона по всей боковой поверхности проката в местах разъемов калибра (σ_x достигает 850 МПа);

– внеконтактная зона по всей поверхности проката на выходе из очага деформации (σ_x достигает 600...850 МПа).

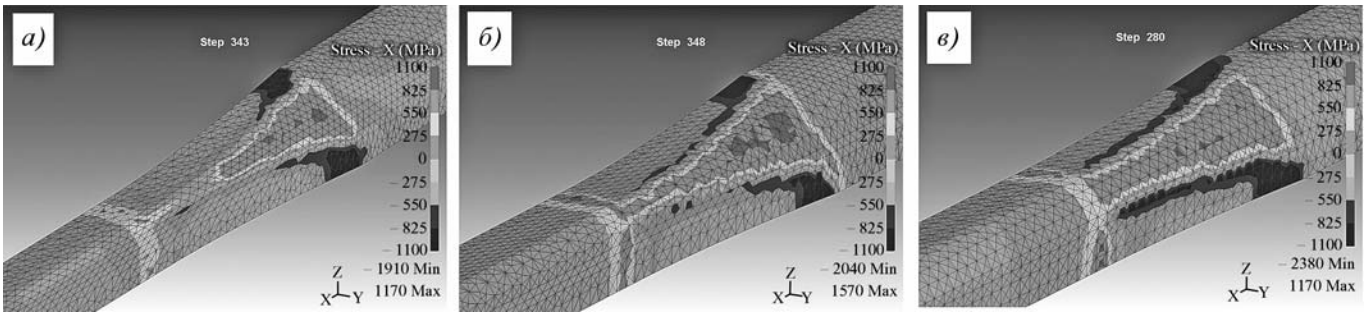


Рис. 4. Поля продольных напряжений, действующих во внеконтактной области разъема квадратного калибра при прокатке с полным заполнением (*а*) и неполным заполнением калибра (*б*, *в*):
а – коэффициент вытяжки 1,55; *б* – 1,35; *в* – 1,19

На рис. 4 представлено распределение продольных напряжений σ_x, действующих на поверхности заготовки, прокатываемой с различной степенью деформации. Отмечен различный характер распределения напряжений, действующих в неконтактной зоне разъема калибра.

На рис. 5 приведено распределение по длине очага деформации продольных напряжений σ_x, действующих в ребровой зоне квадратного калибра.

Анализ полученных результатов показал, что характер распределения продольных растягивающих напряжений во внеконтактной зоне в месте разъема калибра определяется длиной контактной поверхности: чем больше длина контакта, тем больший объем металла подвергается растягивающим напряжениям, возникающим во внеконтактной области.

Растягивающие напряжения являются следствием "отставания" течения слоев металла, не контактирующих с инструментом в процессе деформирования. При этом на той протяженности внеконтактной зоны деформирования, которая соответствует длине очага деформации с минимальным заполнением калибра, растягивающие напряжения практически одинаковы для всех рассмотренных случаев. Так, продольные растягивающие напряжения, действующие на боковой поверхности проката, достигают максимального значения на расстоянии 10...60 % от длины очага деформации и составляют 700...850 МПа для рассматриваемых условий.

Характерной особенностью прокатки с полным заполнением калибра ($\mu = 1{,}55$) является снижение растягивающих напряжений (более чем в 2 раза) на расстоянии 70...80 % от входа в очаг деформации. Причем затем растягивающие напряжения в данной зоне вновь возрастают до уровня 70...80 % (500...550 МПа) от максимальных и действуют как в пределах геометрического очага деформации, так и за плоскостью выхода, но уже по всей поверхности проката.

Снижение уровня напряжений можно объяснить уменьшением неконтактной площади поверхности при полном заполнении калибра, а дальнейшее увеличение происходит за счет внеконтактных напряжений, действующих за пределами геометрического очага деформации в результате явления опережения при прокатке.

Опережение также приводит к появлению растягивающих напряжений на поверхности граней прокатываемого квадрата. Внутренние слои металла стремятся "выйти" из очага деформации, а меньшая скорость вращения валков "сдерживает" это течение. В результате в приконтактных слоях действуют продольные растягивающие напряжения, достигающие 800...850 МПа для рассматриваемых условий.

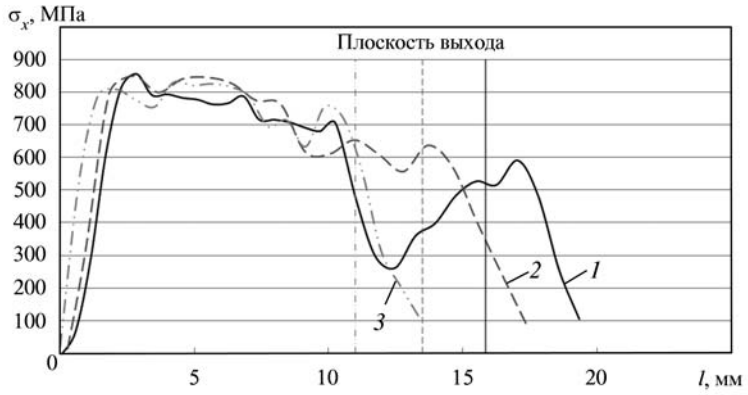


Рис. 5. Распределение по длине очага деформации продольных напряжений σ_x, действующих в ребровой зоне квадрата:
1 – коэффициент вытяжки 1,55; *2* – 1,35; *3* – 1,19

Проанализировано напряженное состояние в осевой части прокатываемого металла (рис. 6, 7). Характер осевых продольных растягивающих напряжений практически не изменяется с увеличением вытяжки и степени заполнения калибра. Как уже отмечалось, осевые растягивающие продольные напряжения σ_x действуют практически по всей длине очага деформации на протяжении 80...90 % его длины. Только в заключительной стадии деформирования (90 % от входа в очаг деформации) σ_x меняют свой знак и становятся сжимающими.

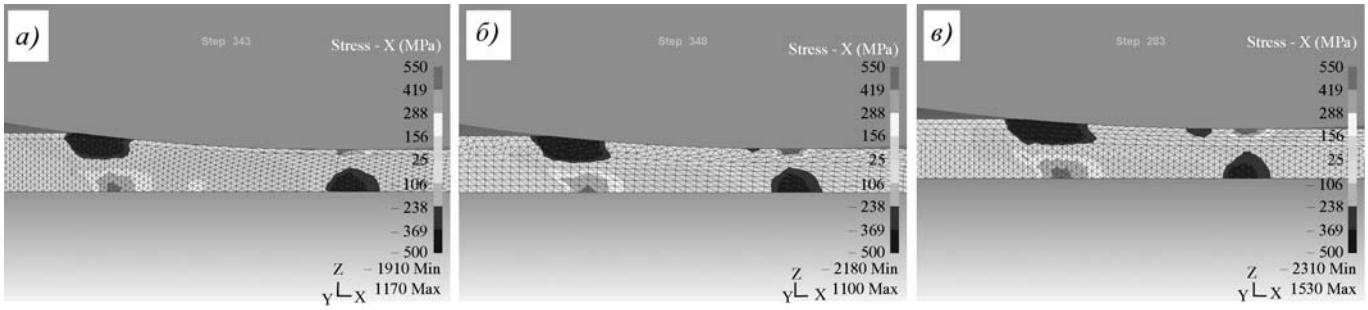


Рис. 6. Поля продольных напряжений, действующих в осевой зоне прокатываемой заготовки при полном заполнении (*а*) и неполном заполнении калибра (*б*, *в*):
а – коэффициент вытяжки 1,55; *б* – 1,35; *в* – 1,19

При снижении степени деформации величина положительных (растягивающих) σ_x снижается на 20...50 % в средней части очага деформации, и в целом уменьшается объем металла, в котором они действуют. Однако максимального значения напряжения σ_x достигают на расстоянии 15...20 % от плоскости входа в геометрический очаг деформации и практически одинаковы для любой степени деформации (400...450 МПа).

Таким образом, холодная прокатка в четырехвалковом калибре по схеме "круг–квадрат" характеризуется неравномерным напряженным состоянием и наличием в очаге деформации продольных растягивающих напряжений, действующих во внеконтакных зонах, а также в центральных слоях металла.

Для оценки влияния напряженного состояния на качество проката проанализировано распределение значений критерия разрушения *D*, рассчитанного по всему сечению получаемого квадрата (рис. 8).

Как видно из рис. 8, зоны наиболее высоких значений критерия разрушения *D* совпадают с объемами металла, в которых в процессе деформации действовали растягивающие напряжения, т.е. разрушению наиболее подвержены осевая и ребровая зоны квадратного профиля.

Рис. 7. Распределение по длине очага деформации продольных напряжений σ_x, действующих в осевой зоне проката:
а – коэффициент вытяжки 1,55; *б* – 1,35; *в* – 1,19

На рис. 9 представлена полученная по результатам моделирования зависимость критерия разрушения *D* от степени деформации для осевой и неконтакных зон. С ростом степени деформации вероятность разрушения возрастает на боковой внеконтактной поверхности проката интенсивнее, чем в осевой зоне.

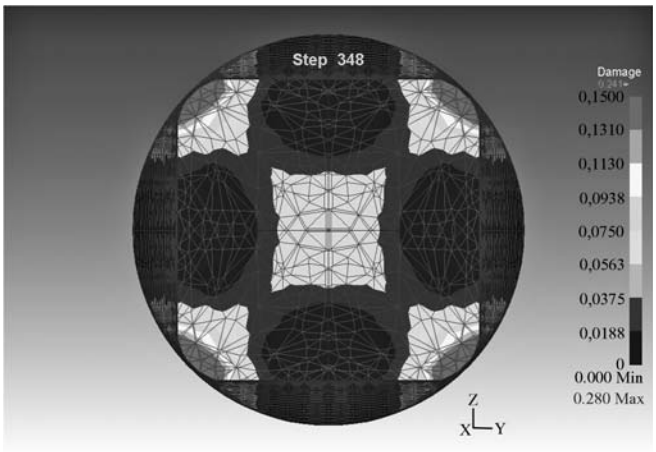


Рис. 8. Распределение значений критерия разрушения *D* по сечению квадратного профиля

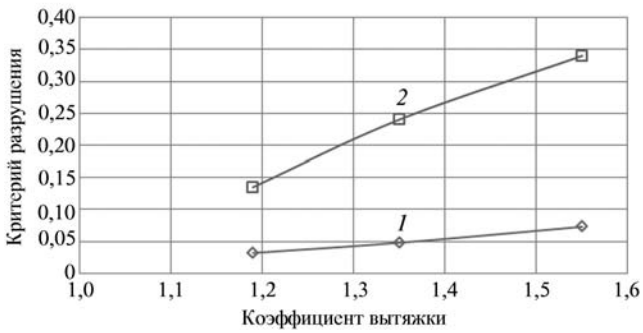


Рис. 9. Влияние степени деформации на критерий разрушения при прокатке круглого профиля в квадратном калибре:
1 – центральная зона; *2* – зона разъема

Данные о напряженно-деформированном состоянии и разрушении

Схема прокатки	Напряженное состояние				Деформированное состояние**			Критерий разрушения	
	Максимальные продольные растягивающие напряжения, МПа								
	Осевые	Внеконтактные			Интенсивность деформаций			в центре	на поверхности в разъеме
		на входе	в разъеме	на выходе	т. 0	т. 1	т. 2		
Продольная четырехвалковая	450	20	860	700	0,30	0,47	0,45	0,048	0,240
В скошенных валках	410	0	760	560	0,31	0,47	0,44	0,042	0,200
Продольная двухвалковая	480	1020*	850	660	0,29	0,30	0,50	0,052	0,253 (0,193)

*Напряжения на поверхности при вершине незаполненного калибра.

**Для количественного анализа деформаций в металле выделяли три точки: в центре сечения, по дну калибра и по диагонали (рис. 11).

Таким образом, полученные по результатам моделирования данные согласуются с опытно-промышленными результатами прокатки в системе калибров "круг–квадрат" (см. рис. 1).

Сравнительный анализ различных схем деформирования. Получение квадратного профиля из круглой заготовки возможно с применением нетрадиционных схем деформирования, таких как прокатка в четырехвалковом калибре, образованном коническими валками, предложенная авторами работ [3, 4], и прокатка в двухвалковом калибре.

Для совершенствования режимов деформирования и выявления наиболее значимых элементов калибровки валков на основе разработанной модели исследовали напряженно-деформированное состояние и разрушение металла при прокатке по приведенным схемам.

Моделировалась холодная прокатка круглой заготовки в квадратном калибре в различных вариантах исполнения: в четырехвалковом калибре, образованном цилиндрическими валками с гладкой бочкой; в конических валках по способу, предложенному в работах [3, 4]; в двухвалковом калибре (рис. 10, см. обложку).

Исходные условия прокатки для всех трех задач заданы одинаковыми:

Коэффициент трения 0,08
Диаметр валков, мм 248
Материал прокатываемой заготовки . . . . . Сталь 45
Скорость прокатки, м/с . . . . . 5,5...6,0
Коэффициент вытяжки. . . . . 1,34...1,35
Диаметр исходного профиля, мм. 6,5
Сторона квадрата готового профиля, мм 5

По результатам моделирования получены поля распределения интенсивности деформаций ε_i в поперечно-вертикальной плоскости *XOY*, распределение продольных напряжений σ_x и распределение значений критерия разрушения *D*.

Значение интенсивности деформаций рассчитывали по формуле

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{(\varepsilon_1-\varepsilon_2)^2+(\varepsilon_2-\varepsilon_3)^2+(\varepsilon_3-\varepsilon_1)^2},$$

где ε_1, ε_2, ε_3 – главные деформации.

Обобщенные результаты представлены на рис. 10 (см. обложку) и в таблице.

Поля распределения интенсивности деформаций в объеме прокатанного металла имеют схожий характер для всех рассмотренных схем прокатки. Отмечено, что центральная часть проката деформируется в меньшей степени по сравнению с приконтактными слоями. Подобное распределение ε_i характерно для всех рассматриваемых схем. Отмечена более равномерная деформация в углах квадрата при прокатке в скошенных валках. При двухвалковой прокатке более значительное уширение металла с переполнением калибра при вытяжке 1,34. В объемах металла, прилегающих к образовавшимся "усам", наблюдается повышенный уровень интенсивности деформаций.

Напряженное состояние металла в очаге деформации при прокатке по всем рассмотренным схемам неравномерно. Можно выделить четыре зоны действия продольных растягивающих напряжений σ_x в объеме прокатываемого металла: осевая зона на протяжении от входа до 0,1...0,8 длины очага деформации; внеконтактная зона на входе в очаг деформации; внеконтактная зона на выходе из очага деформации; внеконтактная зона в разъеме калибра.

Действие растягивающих напряжений в тех или иных объемах прокатываемого металла определяется различными технологическими факторами и особенностями течения металла. Во многом это зависит от площади и формы контактной поверхности прокатываемой заготовки и валка, а также от общей схемы деформирования.

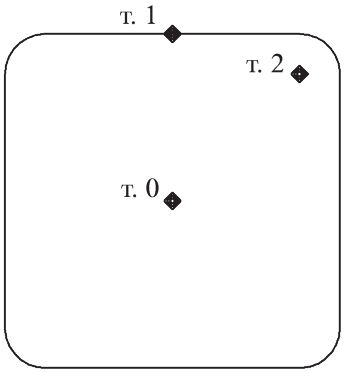


Рис. 11. Характеристические точки в сечении квадратной полосы

Распределение продольных растягивающих напряжений в очаге деформации при прокатке в четырехвалковых калибрах, образованных коническими и традиционными валками, имеет схожий характер. Наиболее высокие по значению растягивающие напряжения действуют во внеконтактных объемах металла в зоне разъемов калибров.

Величина σ_x в данных зонах при вытяжке 1,35 достигает 860 и 760 МПа для схем прокатки в традиционных четырехвалковых и конических валках соответственно. При этом объемы металла, в которых действуют высокие растягивающие напряжения, существенно меньше при прокатке в конических валках. Также продольные растягивающие напряжения действуют при прокатке по данным схемам во внеконтактной зоне на выходе из очага деформации и в осевой зоне металла. Величина этих напряжений также несколько ниже при прокатке в конических валках.

Прокатка круглого профиля в двухвалковом квадратном калибре характеризуется неблагоприятным напряженным состоянием вследствие наличия дополнительной внеконтактной зоны при вершине квадратного калибра. При моделировании задачи с учетом заданных геометрических размеров квадратного калибра не происходит его полного заполнения на протяжении всего очага деформации, в результате этого возникает "отстающая" зона внеконтактной деформации металла при вершине калибра, в объеме которого σ_x достигает значений свыше 1000 МПа. Также в очаге деформации при прокатке в двухвалковом калибре действуют продольные растягивающие напряжения, сопоставимые по величине с действующими при прокатке в четырехвалковых системах.

Анализ распределения значений критерия разрушения D показал, что прокатка в конических валках обеспечивает наиболее благоприятные условия деформации. Величина D при прокатке по данной схеме составляет 0,042 и 0,200 для осевой и ребровой зоны квадратного профиля соответственно. Наиболее вероятно разрушение угловой зоны при вершине двухвалкового калибра, критерий разрушения в данном случае достигает значения 0,253.

Заключение. На основе конечно-элементного моделирования исследовано напряженное состояние металла при прокатке в четырехвалковом калибре по системе "круг–квадрат". Установлено, что при холодной прокатке по рассматриваемой схеме во внеконтактных объемах металла, а также в осевой зоне действуют большие по величине продольные растягивающие напряжения. Определен характер распределения данных напряжений по длине очага деформации в зависимости от степени деформации и заполнения калибра.

Проведена оценка вероятности разрушения металла в процессе его обработки по рассматриваемой схеме. Установлено, что наиболее подвержены разрушению ребровые внеконтактные зоны прокатываемого квадрата, причем с ростом степени деформации и заполнения калибра вероятность разрушения увеличивается.

Проведен сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния и разрушения металла при прокатке круглого профиля в квадратном четырехвалковом калибре, образованном цилиндрическими и коническими валками, а также в двухвалковом врезном квадратном калибре. Установлено, что прокатка по всем рассмотренным схемам характеризуется неравномерным деформированным состоянием металла.

Анализ напряженного состояния показал, что при прокатке круглого профиля в квадратном калибре наиболее предпочтительно использовать четырехвалковые схемы прокатки. При этом схема прокатки в конических валках характеризуется более благоприятным напряженным состоянием, что приводит к незначительному снижению вероятности разрушения в процессе деформирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Деформация** металла в многовалковых калибрах / М.Г. Поляков, Б.А. Никифоров, Г.С. Гун. М.: Металлургия, 1979. 240 с.

2. **Харитонов В.А., Харитонов Вик. А., Харитонов А.В.** К выбору рационального периодического профиля и способах его нанесения при изготовлении холоднодеформированной арматурной стали класса В500С // Метиз. 2007. № 12. С. 16–20.

3. **Исхаков Р.Ф., Буркин С.П.** Исследование процесса прокатки прутков и труб в четырехвалковых калибрах // Производство проката. 2011. № 3. С. 37–44.

4. **Буркин С.П., Исхаков Р.Ф., Андрюкова Е.А.** Особенности прокатки с кручением в многовалковых калибрах // Производство проката. 2008. № 9. С. 34–36.

Вениамин Александрович Харитонов, канд. техн. наук;
Иван Владимирович Таранин,
taranin.iv@mail.ru

УДК 53.097:539.376:539.388:669.04

К.В. Волков, В.Е. Громов[*], А.Б. Юрьев, Ю.Ф. Иванов[**], С.В. Коновалов[*], К.В. Морозов[*]
(ОАО "ЕВРАЗ-ЗСМК", г. Новокузнецк,
[*]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
[**]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск)

Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой[1]

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследованы структура, фазовый состав и дефектная субструктура рельсовой стали, подвергнутой облучению электронными пучками в различных режимах с плотностью энергии 10...30 Дж/см^2 и усталостному нагружению до разрушения. Выявлен режим обработки поверхности рельсовой стали высокоинтенсивными электронными пучками, позволяющими многократно (в ~2,5 раза) увеличить ее усталостную долговечность. Обсуждены физические механизмы повышения усталостной долговечности стали, обработанной электронным пучком.

Ключевые слова: рельсовая сталь; структура; фазовый состав; усталостная долговечность.

The investigations of phase composition, structure and defect substructure of rail steel subjected to electron beams irradiation in different regimes with the energy density 10...30 J/cm^2 and fatigue loading up to fracture are carried out by methods of scanning and transmission electron microscopy. The regime of rail steel surface treatment by high intensive electron beams, allowing increase the fatigue life repeatedly (by ~2.5 times) is revealed. The physical mechanisms of fatigue life increase of the steel treated by electron beam are discussed.

Keywords: rail steel; structure; phase composition; fatigue life.

Введение. Надежность машин во многом определяется их сопротивлением усталости, так как в большинстве случаев для деталей машин основным видом нагружения являются динамические, повторные и знакопеременные нагрузки, а основной вид разрушения – усталостный [1]. Подавляющая часть усталостных разрушений многочисленных деталей машин начинается на поверхности или в приповерхностных слоях.

Для повышения прочности деталей на практике широко применяют многочисленные и разнообразные методы поверхностной обработки, позволяющие целенаправленно, с учетом действия рабочих нагрузок, формировать строение поверхности и структуру приповерхностных слоев [2].

Универсальным поверхностным источником динамического термического воздействия на материалы являются интенсивные импульсно-периодические электронные пучки [3, 4]. В настоящее время благодаря широким пределам варьирования плотности энергии пучка, длительности импульса и энергии электронов они являются уникальным и высокоэффективным инструментом для исследований физической природы формирования градиентных структурно-фазовых состояний в твердом теле и для целенаправленной модификации структуры и свойств металлических материалов в целях улучшения усталостных характеристик изделий [5, 6].

Целью работы является анализ формирования структуры и фазового состава рельсовой стали при *электронно-пучковой обработке* (ЭПО), приводящей к повышению усталостного ресурса.

Материалы и методы исследования. В качестве материала исследования использовали рельсовую сталь Э76Ф, элементный состав которой, согласно ГОСТ Р 51685–2000, следующий (% мас.): 0,71...0,82 C; 0,03...0,15 V; 0,25...0,60 Si; 0,75...1,15 Mn; до 0,025 S; до 0,025 P; до 0,02 Al; остальное – Fe.

Перед облучением электронным пучком сталь подвергали термической обработке, позволившей сформировать перлитную структуру. Облучение осуществляли на установке "СОЛО" [2, 4] при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов E_s = 10; 20 Дж/см^2; длительность воздействия импульса пучка электронов τ = 50 мкс; число импульсов воздействия N = 3 имп.; частота следования импульсов f = 0,3 с$^{-1}$.

[1] Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 12-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

Напряжение циклической нагрузки 20 МПа, частота нагружения 20 циклов/с, температура испытания 296 К.

Морфологию поверхности облучения изучали методами *сканирующей электронной микроскопии* (СЭМ). Фазовый состав и дефектную субструктуру стали анализировали методами *просвечивающей электронной дифракционной микроскопии* (ПЭМ) [7] на различном расстоянии от поверхности воздействия (~10; 40 и 100 мкм, а также на поверхности).

Результаты исследования и их обсуждение. В результате предварительной термической обработки стали сформировалась поликристаллическая структура, представленная преимущественно зернами перлита пластинчатой морфологии. В незначительном количестве в стали присутствуют зерна феррита, свободные от включений карбидной фазы (далее – зерна структурно свободного феррита), и зерна феррита, в объеме и вдоль границ которых располагаются частицы цементита глобулярной формы (далее – зерна "псевдоперлита").

В ферритных прослойках перлита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых ~$2{,}8\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. Зерна феррита и "псевдоперлита" содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций со скалярной плотностью ~$4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Обработка стали электронным пучком сопровождается формированием на поверхности облучения микрократеров, количество которых на единицу площади поверхности снижается, а их средние размеры увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура – так называемая структура ячеистой кристаллизации. Формирование такой структуры свидетельствует о плавлении поверхностного слоя и последующей высокоскоростной кристаллизации.

Высокоскоростное охлаждение стали привело к закалке поверхностного слоя. В объеме ячеек кристаллизации формируется мартенситная структура преимущественно пакетной морфологии наноразмерного диапазона.

Обработка стали высокоинтенсивным электронным пучком приводит к множественным изменениям структуры приповерхностного слоя.

Во-первых, к плавлению поверхностного слоя и формированию столбчатой структуры; поперечные размеры столбиков незначительно увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов и изменяются от 0,3 до 0,6 мкм; продольные размеры столбиков, характеризующие толщину расплавленного слоя, существенно увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов.

Во-вторых, к упрочнению поверхностного слоя вследствие формирования мартенситной структуры. Толщина закаленного слоя увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов.

В-третьих, к формированию в ячейках кристаллизации наноразмерной мартенситной структуры.

Типы структур, формирующихся в рельсовой стали при ЭПО в различных режимах на разной глубине, приведены на рис. 1. ПЭМ исследованиями установлено, что усталостное разрушение стали, наступившее после ~$2{,}15\cdot10^5$ циклов, сопровождается формированием подслоя толщиной ~10 мкм, на границе раздела которого с основным объемом материала располагаются микропоры. Это обстоятельство позволяет предположить, что усталостное разрушение стали зарождается в подповерхностном слое.

Деформация стали в условиях усталостного нагружения сопровождается структурно-фазовым преобразованием стали:

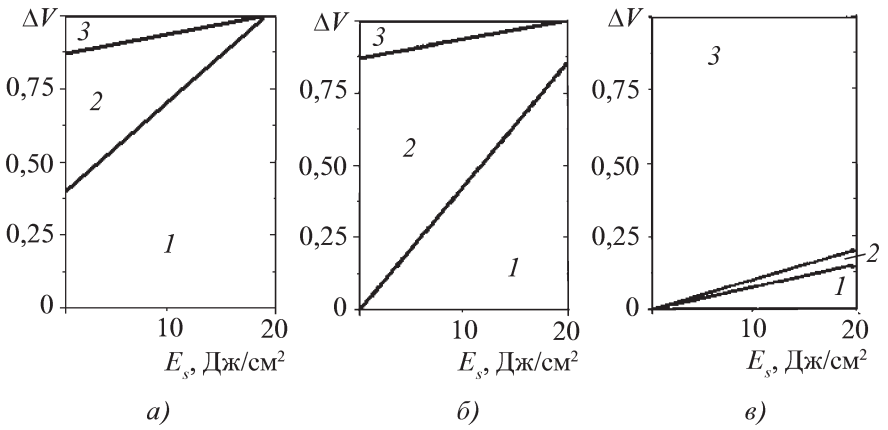


Рис. 1. Диаграммы структур, формирующихся в рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком с различной плотностью энергии пучка электронов E_s:

а – поверхностный слой (*1* – относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых менее 100 нм (наноразмерный мартенсит); *2* – относительное содержание в структуре поверхностного слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; *3* – относительное содержание в структуре поверхностного слоя мартенсита зеренного типа); *б* – слой, расположенный на глубине ~10 мкм (*1* – относительное содержание в структуре слоя кристаллов наноразмерного мартенсита; *2* – относительное содержание в структуре слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; *3* – относительное содержание в структуре слоя зерен, в объеме которых выявлены частицы цементита глобулярной морфологии); *в* – слой, расположенный на глубине ~40 мкм (*1* – относительное содержание в структуре слоя кристаллов мартенсита, поперечные размеры которых более 100 нм; *2* – относительное содержание в структуре слоя зерен с феррито-цементитной структурой; *3* – относительное содержание в структуре слоя зерен перлита)

Зависимость числа циклов до разрушения от плотности энергии

E_s, Дж/см^2	N, 10^5
0	2,15
10	3,65
20	5,32

1) разрушением пластин цементита перлитных колоний, осуществляемым перерезанием движущимися дислокациями и растворением вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации;

2) повторным выделением на дислокациях наноразмерных частиц цементита (деформационное старение стали);

3) формированием субзеренной структуры;

4) формированием внутренних полей напряжений вследствие несовместности деформации соседних зерен и субзерен, α-фазы и частиц цементита.

В наиболее полном объеме процессы деформационного преобразования стали протекают в слое, расположенном на глубине ~10 мкм.

Усталостные испытания выявили зависимость долговечности стали от плотности энергии пучка электронов E_s (см. таблицу). Видно, что число циклов до разрушения после ЭПО возрастает, причем максимальный эффект (~2,5 раза) наблюдается при E_s = 20 Дж/см^2.

При исследовании поверхности излома образцов, обработанных электронным пучком, выявлен подслой, характерной особенностью которого является присутствие большого количества микропор. Наиболее ярко порообразование проявляется при исследовании поверхности разрушения стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2. Размеры пор в этом случае изменяются от 1 до 6 мкм.

Сопоставляя результаты исследования структуры стали, выявленные методами СЭМ и ПЭМ, можно отметить, что порообразование в стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2, протекает в слое, разделяющем поверхностный слой, упрочненный вследствие формирования мартенситной структуры, и основной объем стали с феррито-перлитной структурой. Граница раздела данных слоев проходит преимущественно по границе раздела зерен и является относительно плоской, предрасположенной к формированию мощных концентраторов напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочненного слоя.

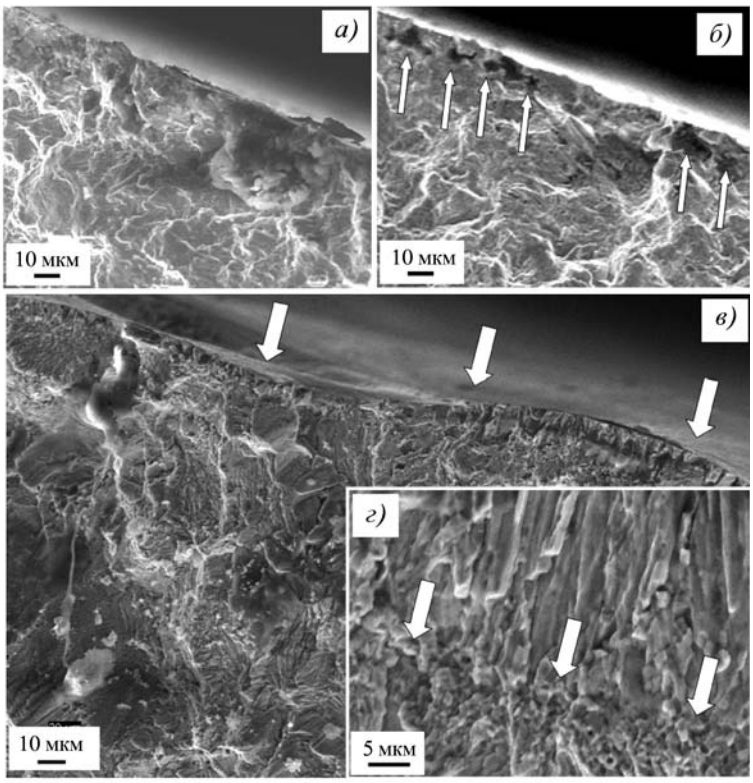


Рис. 2. Поверхность усталостного разрушения рельсовой стали:
а – исходное состояние; *б* – после облучения электронным пучком при E_s = 10 Дж/см^2; *в*, *г* – E_s = 20 Дж/см^2. Стрелками указано: на (*б*) – поры, расположенные в подповерхностном слое; на (*в*) – поверхность, подвергнутая облучению; на (*г*) – переходный слой, разделяющий зону кристаллизации и зону термического влияния

В стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см^2, слой, в котором наблюдается порообразование, располагается преимущественно на границе раздела слоя кристаллизации и слоя термического влияния (рис. 2).

Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикрокристаллическим поперечным размером столбиков. Следовательно, граница раздела упрочненный слой – основа имеет зубчатый или игольчатый профиль. Последнее, согласно результатам работ школы академика В.Е. Панина, приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, многократно (в ~2,5 раза) повышая усталостную долговечность стали.

Заключение. При облучении рельсовой стали высокоинтенсивным электронным пучком с плотностью энергии E_s = 10...20 Дж/см^2 наблюдается плавление поверхностного слоя и формирование структуры преимущественно ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные кристаллы мартенсита.

В поверхностном (~0,5...1,0 мкм) слое стали при облучении с плотностью энергии 10 Дж/см^2 в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения в режиме оплавления формируется микронеоднородное структурно-фазовое состояние,

представленное зернами α-фазы с ячейками кристаллизации, в объеме которых образуются кристаллы мартенсита наноразмерного диапазона, и зернами α-фазы с кристаллами мартенсита субмикронного диапазона.

ПЭМ исследованиями установлено распределение по глубине структур, формирующихся в рельсовой стали при ЭПО в различных режимах. Режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком с плотностью энергии 20 Дж/см^2 позволяет многократно (в ~2,5 раза) увеличить усталостную выносливость стали, что может быть обусловлено формированием игольчатого профиля границы раздела, приводящего к диспергированию концентраторов напряжений и способствующего более однородному пластическому течению в подложке.

Выражаем благодарность В.А. Гришунину за обсуждение результатов эксперимента и критические замечания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Усталость** металлических материалов / В.Ф. Терентьев. М.: Наука, 2002. 248 с.

2. **Усталость** сталей, модифицированных высокоинтенсивными электронными пучками / под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. 403 с.

3. **Формирование** структурно-фазового состояния поверхностного слоя стали 08Х18Н10Т при обработке высокоинтенсивным электронным пучком / Ю.Ф. Иванов, С.В. Горбунов, В.Е. Громов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов // Материаловедение. 2011. № 5. С. 43–47.

4. **Физические** основы повышения усталостной долговечности нержавеющих сталей / Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, Н.Н. Коваль. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. 302 с.

5. **Наноматериалы:** структура, свойства, применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.П. Шаркеев. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. 423 с.

6. **Электронно-пучковая** модификация структуры и свойств стали / В.А. Гришунин, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Денисова. Новокузнецк: Полиграфит, 2012. 308 с.

7. **Микроструктура** материалов. Методы исследования и контроля / Н.Б. Брандо, У. Каплан. М.: Техносфера, 2006. 384 с.

8. **Мезомеханика** поверхностно упрочненных материалов / В.Е. Панин, А.И. Слосман, Н.А. Антипина // Известия Томского политехнического университета. 2003. № 1. С. 30–36.

9. **Эффект** поверхностного слоя в деформируемом твердом теле / В.Е. Панин, А.В. Панин // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 5. С. 7–15.

10. **Влияние** толщины и структуры поверхностных боридных слоев на развитие пластической деформации и разрушение образцов конструкционных сталей при сжатии / С.В. Панин, А.В. Коваль, А.Ю. Ткаченко, А.В. Иваненко // Физическая мезомеханика. 2003. Т. 6. № 2. С. 81–92.

Константин Владимирович Волков, канд. техн. наук;
Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук, gromov@physics.sibsiu.ru;
Алексей Борисович Юрьев, д-р техн. наук;
Юрий Федорович Иванов, д-р физ.-мат. наук;
Сергей Валерьевич Коновалов, канд. техн. наук;
Константин Викторович Морозов

УДК 669.715

М.А. Гуреева *(Московский государственный индустриальный университет),*
О.Е. Грушко *(Всероссийский институт авиационных материалов, г. Москва)*

Свойства листов сплава системы Al–Mg–Si–Cu, легированного кальцием

Приведены механические свойства при статических и динамических нагрузках, усталостные характеристики, трещиностойкость и жаропрочность листов сплава типа АВ с регламентированной рекристаллизованной структурой в состоянии Т1. Свойства листов определены также и после воздействия длительных нагревов 100...150 °С с выдержками 10...500 ч. Проведено сравнение листов из исследуемого сплава с листами сплава АМг6М, широко применяющимися в изделиях средней нагруженности.

Ключевые слова: сплав типа АВ; легирование; рекристаллизованная структура; длительный нагрев; механические свойства; статические нагрузки; динамические нагрузки.

Mechanical properties under static and dynamic loads, fatigue, crack resistance and high temperature of sheets of alloy type AB with regimented recrystallizated structure able to T1 are presented. Property sheets are defined including and after effects long nagrevov 100...150 °C with excerpts 10...500 h. Comparison sheets from the examined alloy with sheets of alloy AMg6M, pretty widely exploited in products of high submergence is performed.

Keywords: alloy type AB; alloying; recrystallizated structure; long lasting heat; mechanical properties; static loads; dynamic loads.

Введение. Исследуемый сплав (типа АВ) относится к термически упрочняемым низколегированным сплавам на основе системы Al–Mg–Si–Cu [1]. Основной упрочняющей фазой сплава является соединение Mg_2Si.

Благодаря сочетанию высокой технологичности, хорошей коррозионной стойкости, удовлетворительной свариваемости при средней прочности сплав в виде холоднокатаных листов с регламентированной рекристаллизованной структурой, полученной в резуль-

тате термомеханической обработки по разработанному авторами режиму [1], представляет интерес для широкого применения в авиации, строительстве, автомобильной и других отраслях промышленности.

При решении вопроса о конкретном использовании сплава в той или иной области необходимо знание комплекса его свойств, особенно это актуально при выборе материала для изделий авиационной техники. В связи с этим *цель данной работы* – всестороннее изучение комплекса механических, коррозионных, усталостных свойств, а также трещиностойкости и жаропрочности листового сплава системы Al–Mg–Si–Cu, легированного кальцием.

Методика проведения исследований. Свойства определяли на холоднокатаных листах толщиной 1,5...2,5 мм из сплава, содержащего 0,83...1,20 % Si; 0,60...0,77 % Mg; 0,30...0,44 % Cu; 0,12...0,24 % Ca, в состоянии Т1 (нагрев под закалку в селитровой ванне до 530 °С, выдержка 5 мин, охлаждение в воде + искусственное старение при 170 °С, 14 ч).

Были получены листы с рекристаллизованной структурой и размером зерна 30...100 мкм, что отвечает требованиям, гарантирующим надежную работу алюминиевых сплавов в самолетных конструкциях [2]. Свойства листов определяли в соответствии с действующими стандартами РФ.

Исследовали также свойства сплава после дополнительных нагревов до 100...150 °С с выдержками 10...500 ч.

Результаты исследований и их обсуждение. Механические свойства при растяжении и сжатии при различных температурах испытания приведены в табл. 1 и 2, из которых следует, что листы из исследуемого сплава изотропны, поскольку их свойства в продольном и поперечном направлениях близки.

Ударная вязкость *KC*U листов практически в 2 раза выше удельной работы разрушения образца с трещиной $a_{т.у}$, что характерно для алюминиевых сплавов, в том числе и для высокоресурсного сплава, например Д16.

При снижении температуры испытания до –70 °С пластичность сплава сохраняется, о чем свидетельствует постоянство значений δ, *KC*U и $a_{т.у}$; при этом наблюдается повышение предела текучести на 20 МПа.

1. Механические свойства холоднокатаных листов из сплава системы Al–Si–Mg–Cu в состоянии Т1 при различных температурах испытания

Температура испытания, °С	Направление вырезки образцов	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	δ_{10}	*E*, ГПа	*KC*U	$a_{т.у}$
		МПа			%			кДж/м^2	
–70	Поперечное	–	301...347 / 325	360...366 / 364	14...17 / 15	–	–	157...166 / 162	78 / 78
20	Продольное	267...282* / 275	292...326 / 309	339...359 / 348	15...21 / 18	9...14 / 12	68...71 / 69	139...152 / 146	70...81 / 75
	Поперечное	252...278 / 270	276...322 / 303	349...370 / 357	15...18 / 17	12...14 / 13	68...71 / 69	131...159 / 141	69 / 69
100	Продольное	256...272 / 265	293...313 / 303	317...331 / 325	17...23 / 19,5	–	67...69 / 68	–	–
	Поперечное	252...261 / 256	268...291 / 288	314...317 / 315	18...18 / 18	–	68 / 68	–	–
125	Продольное	245...270 / 261	273...293 / 288	301...318 / 313	18...21 / 19,3	–	65...67 / 66	–	–
	Поперечное	245...268 / 257	289...292 / 291	305...311 / 309	17...20 / 18	–	66...66 / 66	–	–
150	Продольное	233...239 / 236	268...276 / 272	303...313 / 307	20...24 / 22	–	63...63 / 63	–	–
	Поперечное	238...248 / 242	270...278 / 273	289...293 / 291	18...21 / 19	–	62...64 / 63	–	–
175	Поперечное	–	235...260 / 251	271...283 / 278	18...23 / 21	–	–	–	–
200	Поперечное		237...264 / 244	260...277 / 267	18...20 / 19	–	–	–	–

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

2. Предел текучести и модуль нормальной упругости листов толщиной 2,5 мм из исследуемого сплава при сжатии

Направление вырезки образцов	$\sigma_{-0,2}$, МПа	$E_{сж}$, ГПа
Продольное	339...356 / 348	71...73 / 72
Поперечное	346...351 / 348	69...72 / 71

При температурах испытания выше 100 °С кратковременные прочностные характеристики листов несколько снижаются, а относительное удлинение повышается. В целом листы в интервале температур от –70 до 200 °С характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности, что позволяет рекомендовать их для использования в изделиях, работающих в этой области температур.

Полученный уровень свойств сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 значительно выше уровня свойств сплавов группы магналий, которые рекомендуется применять до 200 °С. Так, временное сопротивление разрыву исследуемого сплава, испытанного при 200 °С, на 75 МПа выше, чем сплава АМг6М, что свидетельствует о более высокой теплостойкости сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1.

Результаты испытаний на длительную прочность и ползучесть листов исследуемого сплава системы Al–Mg–Si–Cu представлены на рис. 1. Видно, что с повышением температуры от 100 до 150 °С исследуемые характеристики снижаются, однако сохраняются на более высоком уровне, чем у сплава АМг6М. После испытания при 100 °С в течение 100 ч длительная прочность и напряжения течения при ползучести листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 равны 275 и 226 МПа, а листов сплава АМг6М – 215 и 127 МПа соответственно.

Известно, что длительные нагревы могут существенно изменять свойства сплава, особенно коррозионную стойкость. По изменению свойств после воздействия дополнительных нагревов уточняют допустимую температурную область возможного использования сплава.

В табл. 3 и 4 приведены данные по влиянию дополнительных нагревов до 100...150 °С с выдержками 10...500 ч на механические и коррозионные свойства листов сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1.

Свойства листов исследуемого сплава в состоянии Т1 ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, *KC*U и $a_{т.у}$) после дополнительных нагревов практически не изменяются, что свидетельствует о их высокой стабильности.

Коррозионная стойкость листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 с регламентированной структурой находится на уровне коррозионной стойкости листов стандартного сплава марки АВ. При этом критическое напряжение $\sigma_{кр}$ при постоянной нагрузке в поперечном направлении для обоих сплавов равно 245 МПа.

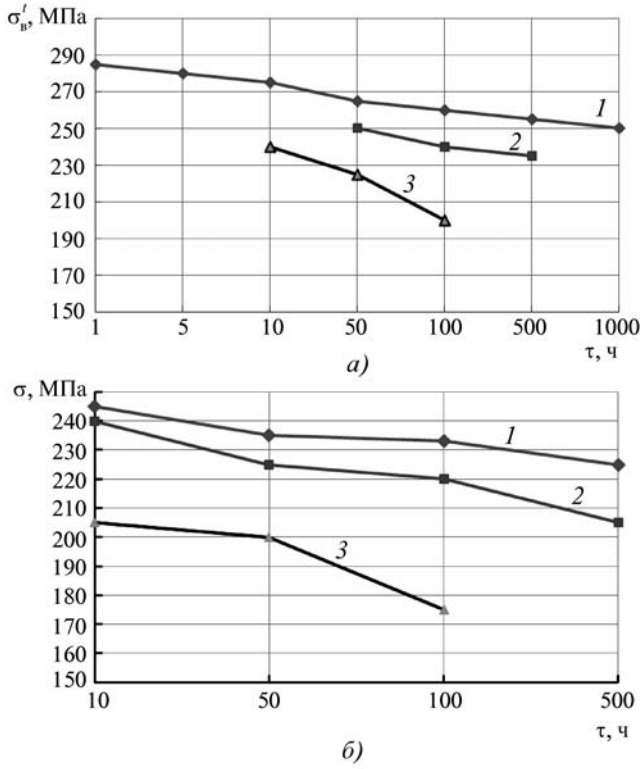


Рис. 1. Длительная прочность (*а*) и напряжения течения при ползучести, обеспечивающие остаточную деформацию 0,2 % (*б*) холоднокатаных листов толщиной 2,5 мм из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 при различных температурах испытания:
1 – 100 °С; *2* – 125 °С; *3* – 150 °С

Дополнительные нагревы не оказывают влияния на склонность листов исследуемого сплава к *межкристаллитной коррозии* (МКК), *коррозионному растрескиванию* (КР), потере механических свойств при испытании на общую коррозию, но при этом на 1 балл увеличивается склонность к *расслаивающей коррозии* (РСК) и отмечается рост скорости коррозии, достигающей максимальных значений после дополнительного нагрева до 100 °С с выдержкой 500 ч (см. табл. 4).

Известно, что концентраторы напряжений K_1 могут существенно снижать прочность алюминиевых сплавов и разрушение может произойти при низких напряжениях. Критерием чувствительности материала к концентрации напряжений служит отношение временного сопротивления разрыву надрезанного и гладкого образца $\sigma_в^н / \sigma_в$.

Коэффициент концентрации напряжений определяется геометрией надреза. Для оценки чувствитель-

3. Механические свойства листов исследуемого сплава в состоянии Т1 после дополнительных нагревов (поперечное направление)

Режимы нагрева	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ_5	δ_{10}	*KC*U	$a_{т.у}$
	МПа		%		кДж/м^2	
100 °С, 100 ч	353...362 / 357	265...305 / 280	17...19 / 18	14...16 / 15	130...139 / 134	–
100 °С, 500 ч	353...363 / 357	270...317 / 298	16...20 / 18	13...15 / 14	131...134 / 132	64...66 / 65
125 °С, 100 ч	350...358 / 354	283...300 / 291	19...19 / 19	13...16 / 15	128...147 / 139	–
150 °С, 10 ч	353...361 / 356	279...283 / 281	–	13...16 / 15	–	–
150 °С, 50 ч	349...363 / 354	287...319 / 304	15...18 / 17	12...14 / 13	–	62...63 / 62

4. Склонность к различным видам коррозии исследуемого сплава в состоянии Т1 после воздействия дополнительных нагревов

Режим нагрева	Склонность к МКК, мм	Склонность к РСК, балл	Склонность к КР		Потери механических свойств, %			Скорость коррозии, г/(м^2·сут)
			Напряжение при постоянной нагрузке, МПа	Время до разрушения, сут	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	
Без нагрева	0,2	2–3	274	16	0	0	24	0,12
			254	>45				
150 °С, 50 ч	0,2	2–3	–	–	–	–	–	–
100 °С, 100 ч	0,2	2	274	24	0	0	17	0,13
			245	>45				
125 °С, 100 ч	0,2	3–4	274	20	0	0	25	0,21
			245	>45				
100 °С, 500 ч	0,175	3–4	274	33	0	0	25	0,80
			254	>45				

ности к концентрации напряжений были испытаны образцы из листов сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1, имеющие острые боковые надрезы (K_1 = 4,2), и образцы с центральным круглым отверстием (K_1 = 2,6).

5. Чувствительность листов сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 к концентрации напряжений при осевом растяжении

Форма образца и концентратор напряжений (K_1)	Направление вырезки образцов	$\sigma_в^н$, МПа	$\sigma_в^н / \sigma_в$
С центральным круглым отверстием (K_1 = 2,6)	Продольное	357	1,02
	Поперечное	348	0,98
С боковыми острыми надрезами (K_1 = 4,2)	Продольное	346	0,99
	Поперечное	363	1,03

Приведенные в табл. 5 результаты испытаний показывают, что листы сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 практически не чувствительны к концентратору напряжений при K_1 = 2,6...4,2 ни в продольном, ни в поперечном направлениях.

Поскольку между характеристиками статической и конструкционной прочности не существует определенной зависимости [2], для листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu помимо статической прочности была оценена усталостная прочность, в том числе *малоцикловая усталость* (МЦУ), *скорость роста трещины усталости* (СРТУ) и вязкость разрушения, характеризующаяся критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плоском напряженном состоянии $K_c^у$.

Как видно из рис. 2, разброс между максимальными и минимальными значениями СРТУ листов незначителен, что свидетельствует об их стабильности.

На основании анализа кривых усталости установлено, что предел выносливости гладких образцов со-

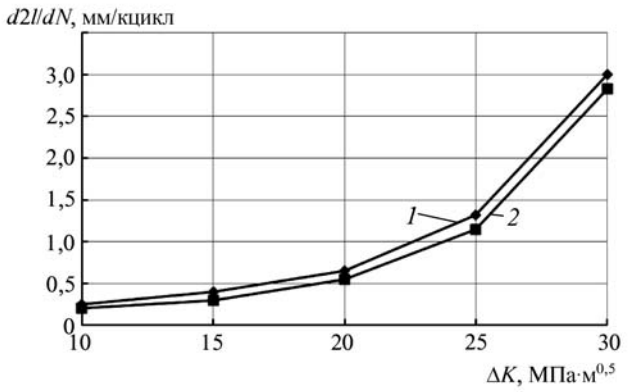


Рис. 2. СРТУ (*d2l/dN*) холоднокатаных листов толщиной 2,5 мм из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 (*B* = 100 мм; *R* = 0,1; *f* = 40 Гц; σ_{max} = 98 МПа):
1 – максимальное значение; *2* – минимальное значение (*l* – длина трещины; *N* – число циклов нагружения при испытании на СРТУ; Δ*K* – коэффициент интенсивности напряжений; *B* – ширина рабочей части образца; *R* – коэффициент асимметрии цикла нагружения; *f* – частота нагружения; σ_{max} – максимальные напряжения цикла при испытаниях образцов)

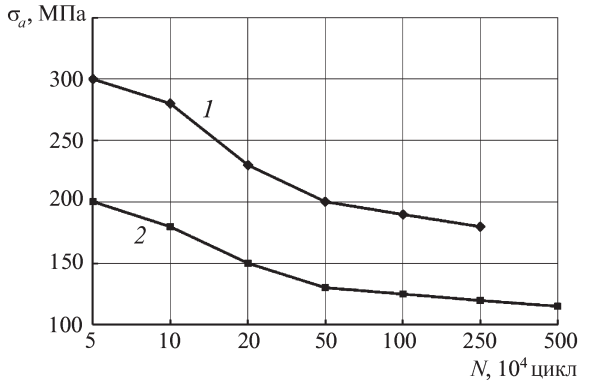


Рис. 3. Кривые усталости холоднокатаных листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 при осевом растяжении (*R* = 0,1; *f* = 40 Гц):
1 – гладкий образец (K_1 = 1,1); *2* – образец с отверстием (K_1 = 2,6)

ставляет 167 МПа, а образцов с отверстием – 118 МПа (рис. 3). МЦУ образца с отверстием равна 200 кцикл при σ_{max} = 157 МПа (табл. 6).

В табл. 6 приведены характеристики, обеспечивающие конструкционную прочность листов сплавов системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 и АМг6М. Сравнение показывает, что исследуемый сплав имеет практически такие же значения K_c^y и СРТУ, полученные на образцах шириной 100 мм, как и сплав АМг6М, однако по малоцикловой усталости превосходит его в 3 раза.

В отличие от сплава системы Al–Mg–Si–Cu, имеющего высокую технологичность при холодной деформации, листы из сплава АМг6М при холодной деформации в результате быстрого упрочнения утрачивают технологичность, а также в них проявляется склонность к образованию полос Чернова–Людерса, которые ухудшают качество поверхности изделия.

Выводы

1. Результаты комплексных испытаний коррозионных, механических свойств при температурах от –70 до 200 °С при статических и динамических нагрузках, усталостных характеристик, трещиностойкости листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu с регламентированной рекристаллизованной структурой в состоянии Т1 дают основание рекомендовать листы в качестве материала для широкого применения в средненагруженных изделиях авиационной, автомобильной, строительной и других отраслях промышленности.

2. Механические и коррозионные свойства листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 после дополнительных нагревов до 100...150 °С с выдержками 10...500 ч практически не изменяются, что свидетельствует о высокой стабильности свойств сплава.

3. Листы из сплава системы Al–Mg–Si–Cu имеют значительные преимущества перед листами сплавов группы магналий, например сплава АМг6, по пределу текучести при комнатной и повышенных температурах, усталостным характеристикам и чувствительности к концентратору напряжений. Рекомендуется применение листов из сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1 взамен широко используемых в настоящее время листов из сплавов группы магналий.

6. Механические и усталостные свойства сплава АМг6 и сплава системы Al–Mg–Si–Cu в состоянии Т1

Сплав	K_c^y, МПа·м^{0,5}	МЦУ, кцикл, при σ_{max} = 157 МПа	СРТУ, мм/кцикл (Δ*K* = 31,2 МПа·м^{0,5})	$\sigma_в^н$ / $\sigma_в$ при K_1 = 4,2, надрез
АМг6 [3]	50	65	3,80	0,75
Исследуемый сплав в состоянии Т1	53	200	2,88	1,00

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2163939 РФ, МКИ С22С 21/08.** Сплав на основе алюминия, способ получения полуфабрикатов и изделие из этого сплава // БИ. 2001. № 7.

2. **Фридляндер И.Я., Берстенев В.В., Ткаченко Е.А. и др.** Влияние термической обработки и деформации на величину зерна и механические свойства сплавов типа дуралюмин // МиТОМ. 2003. № 7. С. 3–6.

3. **Елагин В.И.** Состояние и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов // МиТОМ. 2002. № 9. С. 10–19.

Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук,
mag1706@mail.ru;
Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук

УДК 621.791-03

А.Д. Верхотуров *(Институт водных и экологических проблем ДВО РАН, г. Хабаровск),*
Э.Г. Бабенко, Е.Н. Кузьмичев *(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск)*

Получение сталей электрошлаковым переплавом с использованием минерального сырья, содержащего оксиды циркония

Приведены результаты экспериментальных исследований по использованию минерального сырья, содержащего оксиды циркония, без его глубокой технологической переработки для создания сплавов на основе железа, легированных цирконием, при электрошлаковом переплаве. Установлены зависимости перехода циркония в переплавляемую низкоуглеродистую сталь от типа восстановителя. Подтверждена гипотеза о прямом влиянии количества восстановителя на переход циркония из шлака в металл. Показано, что флюсы на основе бадделеитового концентрата позволяют легировать низкоуглеродистую сварочную проволоку цирконием до 3 % мас. и повысить ее физико-химические и эксплуатационные свойства.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; низкоуглеродистая сталь; керамический флюс; бадделеитовый концентрат; цирконий.

The results of the pilot studying of the use of the mineral raw materials containing oxides of zirconium without their deep technological processing for creation of alloys on the basis of alloyed iron by zirconium due to electroslag remelting are given. The dependences of the transition of the zirconium in melted low-carbon steel from reducer type are established. The hypothesis about the direct influence of quantity of the reducer on zirconium transition from slag in metal is confirmed. It is shown that fluxes on the basis of baddeleit concentrate allow to alloy low-carbon steel wire zirconium to 3 % mas. and to increase physical, chemical and operational properties.

Keywords: electroslag remelting; low-carbon steel; ceramic flux; baddeleit concentrate; zirconium.

Введение. Известна перспективность применения циркония в сталях для повышения их предела выносливости на воздухе и в коррозионных средах, улучшения прочностных свойств при повышенных температурах, ударной вязкости при температурах ниже 0 °С, замедлении роста зерна, увеличении прокаливаемости и улучшении свариваемости [1].

Однако высокая стоимость циркония и сложность его получения в чистом виде с последующим введением в стали, как это практикуется в настоящее время, являются сдерживающими факторами для его широкого распространения.

Более рациональным направлением для получения легированных сталей является электрошлаковый переплав с использованием высоколегирующих флюсов, содержащих оксиды легирующих элементов [1–6]. Работы в этом направлении были выполнены преимущественно с вольфрамсодержащим сырьем [3–5], между тем использование цирконийсодержащего минерального сырья для получения легированных сталей представляет значительный практический и научный интерес.

Задачи исследований:

– исследование возможности легирования стали при электрошлаковом переплаве минерального сырья, содержащего оксиды высокоактивных элементов (цирконий) с изобарно-изотермическими потенциалами, существенно отличающимися от железа;

– получение легированных сталей, имеющих более высокие значения физико-химических и эксплуатационных свойств по сравнению с железоуглеродистыми сталями.

Методика и материалы. Работу выполняли в соответствии с принципами устойчивого развития, подразумевающего комплексное использование минерального сырья в регионе его добычи в экологически приемлемых условиях без использования пирогидрометаллургии [2].

В работах [3, 4] доказана возможность легирования стали вольфрамом на основе шеелитового концентрата, содержащего до 60 % мас. WO_3. В связи с тем, что вольфрам в ряду активности к кислороду располагается в непосредственной близости к железу и имеет с ним близкий изобарно-изотермический потенциал, создаются благоприятные условия для перехода этого элемента в переплавляемую при сварке и наплавке низкоуглеродистую электродную сталь до 18...20 % мас.

Однако исследования возможности легирования стали при сварочно-наплавочных технологиях минеральным сырьем, имеющим высокоактивные элементы с изобарно-изотермическими потенциалами, существенно отличающимися от железа, носят единичный характер в связи со сложностью восстановления таких элементов в шлаковой ванне.

Для извлечения циркония из его оксида необходимо создать условия для диссоциации последнего на ионы и связывания ионов кислорода в данных усло-

1. Составы опытных флюсов (восстановитель алюминий)

Компонент	Номер флюса				
	2.4	2.3	1.1	2.1	2.2
Основа (известняк, флюорит)	59	56	50	46	42
Цирконовый концентрат	6	11	20	27	33
Алюминий	35	33	30	27	25

2. Составы опытных флюсов (восстановитель графит)

Компонент	Номер флюса					
	3.1	3.2	3.3	3.4	3.5	3.6
Основа (известняк, флюорит)	59	56	50	46	42	35,6
Цирконовый концентрат	6	11	20	27	33	43,0
Графит	35	33	30	27	25	21,4

виях более активным элементом. Анализируя изменения химического сродства некоторых элементов к кислороду в зависимости от температуры, можно предположить, что при температурах протекания сварочных процессов цирконий может быть восстановлен алюминием и углеродом.

В качестве легирующей составляющей в опытные флюсы введен бадделеитовый концентрат Алгаминского месторождения Хабаровского края (% мас.: 52 % ZrO_2; 45,4 % SiO_2; 1,9 % Al_2O_3; 0,4 % CaO; 0,3 % – прочие), а в качестве восстановителей – наиболее распространенные в практике алюминий и углерод (табл. 1 и 2).

Состав шихты флюсов помимо бадделеитового концентрата, восстановителей, содержал другие необходимые составляющие из минерального сырья Дальневосточного региона.

За основу шихты покрытий принят известняк месторождений Хабаровского края (табл. 3) по следующим основным критериям:

– обладает высокой способностью образования жидкого шлака;

– обеспечивает хорошую газовую защиту;

– хорошо десульфирует жидкий металл сварочной ванны;

– повышает основность шлаковой ванны, что дополнительно увеличивает возможность легирования электродного металла элементами, находящимися в жидком шлаке.

Для поддержания вязкости шлака на необходимом уровне, хорошей его отделимости от поверхности наплавленного металла после кристаллизации в состав шихты вводили флюорит (CaF_2) Ярославского месторождения (Приморский край).

Помимо обеспечения технологических свойств шлака наличие фтора в сварочной ванне существенно ограничивает наводороживание металла шва.

Весь объем флюса засыпали в кристаллизатор на начальной стадии электрошлакового процесса. Для исследований использовали типовое и оригинальное оборудование. Электрошлаковую наплавку и переплав осуществляли низкоуглеродистой сварочной проволокой Св-08А на установке [3] по режимам: I = 350...1000 А, U = 20...90 В. Образцы для анализа формировались в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе с рабочим объемом 40×40×100 мм^3.

Металлографический анализ сплавов проводили с помощью микроскопов "Лабомет-2" и агрегатного "ЕС МЕТАМ РВ-21" при увеличениях до 1000. Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3М. Дифференциально-термический анализ выполняли на дериватографе "Q-1000". Фазовый состав полученных материалов изучали на рентгеновском дифрактометре "ДРОН-7". Элементный состав полученных сплавов исследовали на рентгеновском флуоресцентном кристалл-дифракционном сканирующем спектрометре "Спектроскан МАКС-JV" и растровом электронно-зондовом микроскопе "ISM-35C" (JEOL, Япония) с приставкой электронно-зондового микроанализатора – рентгеновского спектрометра "35-SDS" с волновой дисперсией.

Для анализа физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов использовали следующие приборы: для измерения твердости – "ТШ-2М", "ТК-14", "ТП-2"; для исследования износостойкости – машину "МИ-402" в условиях трения без смазки при нагрузке 500 Н и контртелом из стали 40ХН, закаленной в масле до 60...62 HRC.

Результаты и обсуждения. Предварительные исследования влияния гранулометрического состава восстановителя на процесс переплава опытных флюсов показали, что наиболее рациональным является использование алюминия и графита в виде крупки с размерами частиц 0,1...0,5 и 0,1...0,3 мм соответственно. При применении указанных компонентов с более мелкими фракциями в процессе формирования жидкой шлаковой ванны они всплывают на ее поверхность, окисляются окружающей средой, вызывают возникновение дуги между жидким шлаком и электродным материалом.

3. Состав известняка, % мас.

SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	FeO	Fe_2O_3	Fe_3O_4	Na_2O	K_2O	S	P	Прочие элементы
8,79	48,7	2,1	0,81	–	0,54	–	0,05	0,33	0,05	0,04	1,5

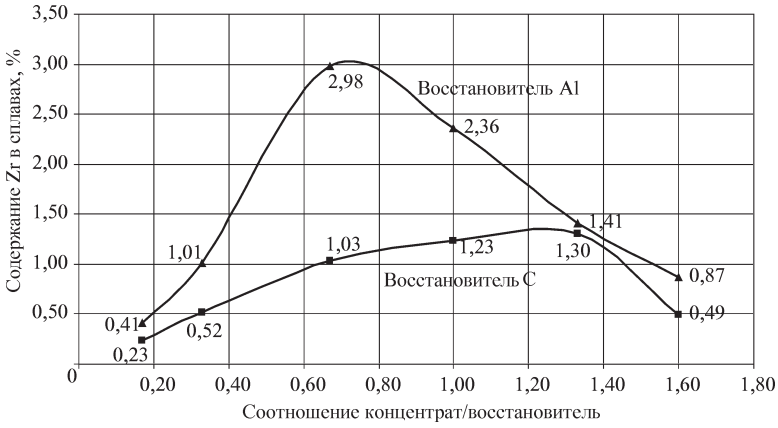


Рис. 1. Зависимость перехода циркония в наплавленный металл от соотношения концентрат/восстановитель

Как видно из рис. 1, алюминий является более активным восстановителем, чем углерод. Установлено, что количество циркония, переходящего в переплавляемую сталь, зависит не только от используемого восстановителя, но и от соотношения концентрат/восстановитель.

По мере увеличения соотношения концентрат/восстановитель количество перешедшего циркония в переплавляемый металл возрастает до определенного предела (см. рис. 1). Это можно объяснить увеличением содержания оксида циркония во флюсе при достаточном для данных условий содержании восстановителя. Так, при использовании в качестве восстановителя алюминия максимум перехода циркония (2,98 % мас.) соответствует соотношению 0,67. При применении графита максимум перехода циркония (1,29 % мас.) наблюдается при соотношении 1,33.

Когда соотношение концентрат/восстановитель превышает некоторое пороговое значение (0,67 при восстановителе Al и 1,33 при восстановителе C) в шлаковой системе наблюдается недостаток восстановителя. Это приводит к уменьшению количества восстанавливаемого циркония и большая его часть остается в шлаке в виде оксидов.

Опытные данные по соотношению концентрат/восстановитель (см. рис. 1) позволили установить наиболее рациональные составы флюсов, при которых наблюдается наибольший переход циркония в переплавляемую низкоуглеродистую сталь. Химический состав флюсов приведен в табл. 4.

Оба флюса электропроводны, создают и поддерживают на высоком уровне температуру шлаковой ванны, дают возможность в широком диапазоне изменять электрические параметры и скорость подачи проволоки, хорошо формируют поверхность слитка, защищают расплавленный металл от доступа воздуха, обеспечивают гарнисаж и легкую отделимость шлаковой корки.

В табл. 5 приведены средние составы сплавов, полученных с использованием флюсов 1.1 и 3.5 (далее 1.1Me и 3.5Me соответственно).

Микроструктура сплава 1.1Me представляет сравнительно мелкозернистый легированный феррит с микротвердостью 150...180 HV 0,005 (рис. 2). Межкристаллитное пространство заполнено микровключениями в виде отдельных конгломератов до 8 мкм в поперечнике или в виде вытянутых полос. Микротвердость включений колеблется от 320 до 1000 HV 0,005. В феррите располагаются единичные включения пра-

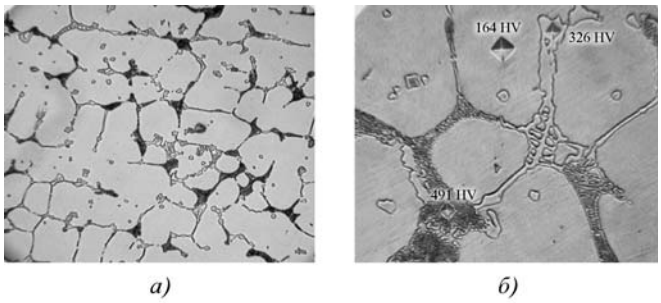


Рис. 2. Микроструктура сплава 1.1Me:
а – ×250; *б* – ×500

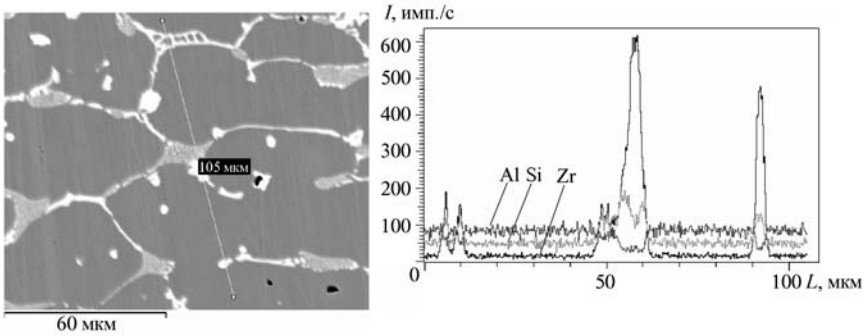
4. Составы опытных флюсов, % мас.

Номер флюса	CaO	MgO	CaF_2	Na_2O	K_2O	MnO	SiO_2	Al_2O_3	ZrO_2	$CaCO_3$	C	Al	FeMn	FeSi	Прочие элементы
1.1	1,05	0,64	10,60	0,18	0,30	0,56	15,1	1,2	10,4	22,95	–	30	4,0	3,0	0,02
3.5	0,29	0,53	8,80	0,15	0,25	0,77	20,2	1,5	17,3	19,21	25	–	3,3	2,5	0,20

5. Средние составы сплавов, % мас.

Номер сплава	Zr	C	Al	Mn	Si	Cu	Ni	S	P	Твердость HRC
1.1Me	2,98	0,02	5,31	0,35	1,84	0,29	0,12	0,003	0,0245	39,0
3.5Me	1,29	1,20	0,02	0,36	1,05	0,17	0,14	0,003	0,022	40,5

Рис. 3. Микрорентгеновский профиль сплава 1.1Me



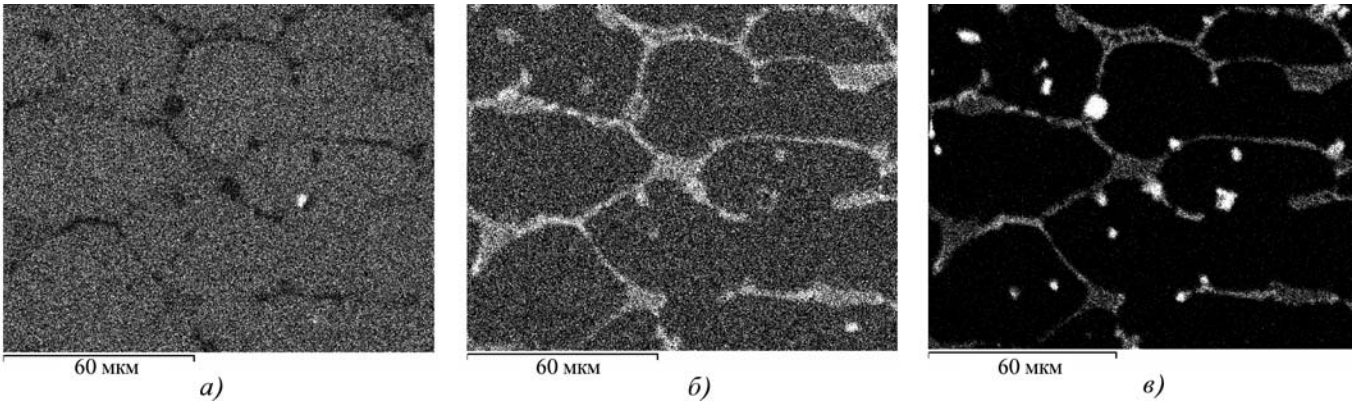


Рис. 4. Распределение в структуре основных элементов сплава 1.1Me:
а – алюминий; *б* – кремний; *в* – цирконий

вильной геометрической формы с микротвердостью 900...1000 HV 0,005 и размером 2...8 мкм.

На рис. 3 приведен микрорентгеновский профиль сплава 1.1Me, а на рис. 4 – качественная картина распределения алюминия, кремния и циркония.

Из приведенных рисунков видно, что в основном алюминий содержится в феррите. На границах зерен его практически нет. Кремний по матрице рассеян равномерно, однако по границам зерен наблюдается его сосредоточение. Цирконий сконцентрирован по границам ферритных зерен и частично в самих зернах в виде фаз правильной геометрической формы.

Таким образом, межкристаллитные включения соответствуют карбидным и интерметаллидным фазам, что подтверждается микрорентгеноспектральным и рентгенофазовым анализом. Установлено наличие карбидов Fe_4C, Fe_3C, Fe_2C и интерметаллидов $AlFe_3$, Fe_4ZrSi_2.

Микроструктура сплава 3.5Me представляет собой перлитную матрицу с вкраплениями карбидов (рис. 5). Микротвердость перлита составила 112...194 HV 0,005, карбидов – 928...1406 HV 0,005. Микрорентгеновский профиль сплава 3.5Me приведен на рис. 6, качественная картина распределения элементов в структуре – на рис. 7. Из рисунков видно, что кремний распределен в матрице равномерно, цирконий сосредоточен во включениях правильной формы. Значения микротвердости, внешний вид, а также картина распределения дают основания считать, что включения являются карбидной фазой, что подтверждается результатами рентгенофазового анализа (рис. 8).

Микроструктура сплавов, полученных с использованием разных восстановителей, различна. Так, при восстановлении углеродом, несмотря на меньшее содержание в сплаве циркония, наблюдается значительное увеличение карбидной фазы, что приводит к некоторому повышению твердости.

Износостойкость полученных сплавов превышает износостойкость стали 40Х на 5 %. Предел прочности

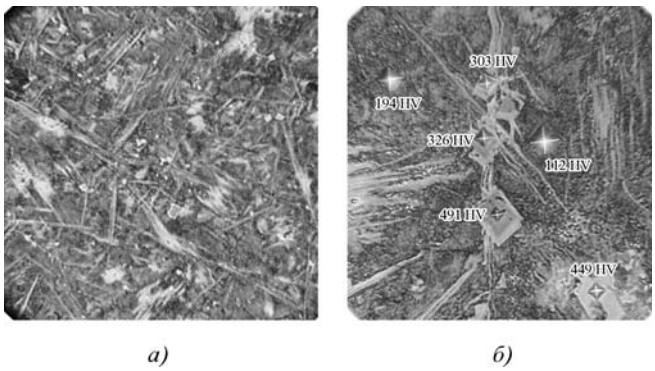


Рис. 5. Микроструктура сплава 3.5Me:
а – ×250; *б* – ×500

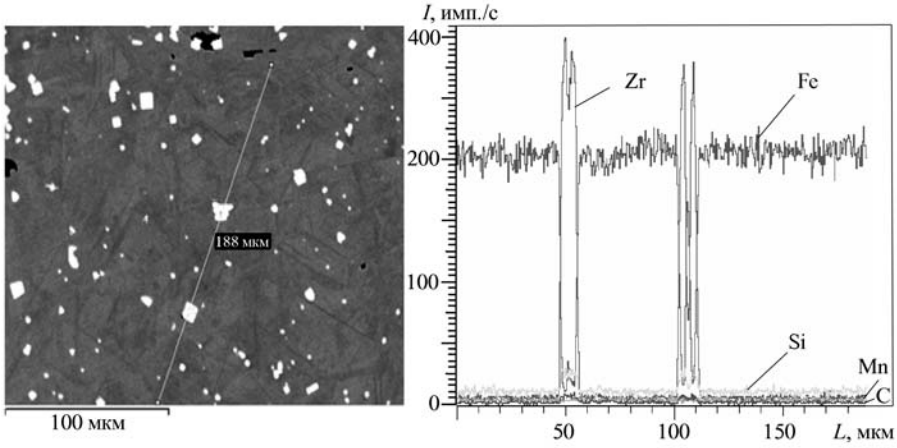


Рис. 6. Микрорентгеновский профиль сплава 3.5Me

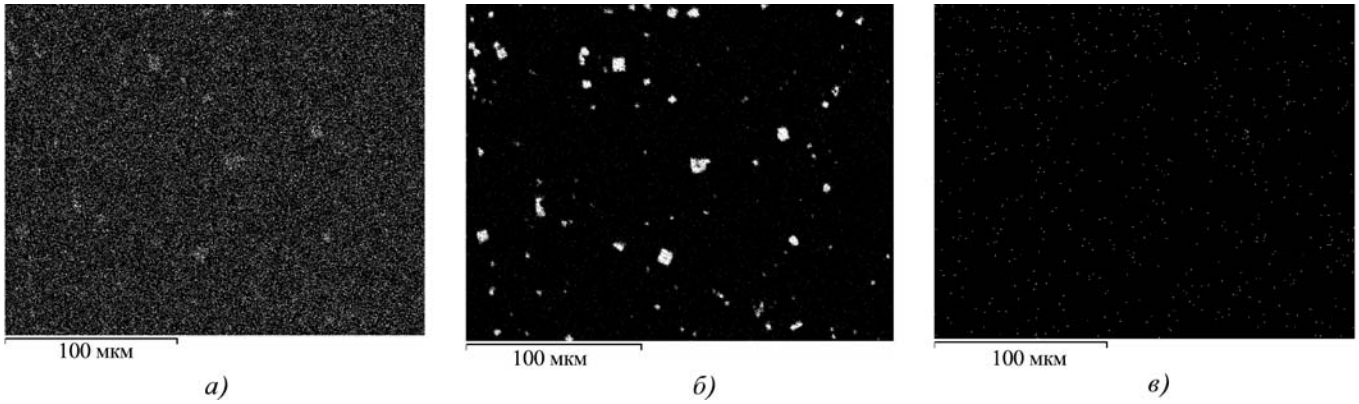


Рис. 7. Распределение в структуре основных элементов сплава 3.5:
а — кремний; *б* — цирконий; *в* — углерод

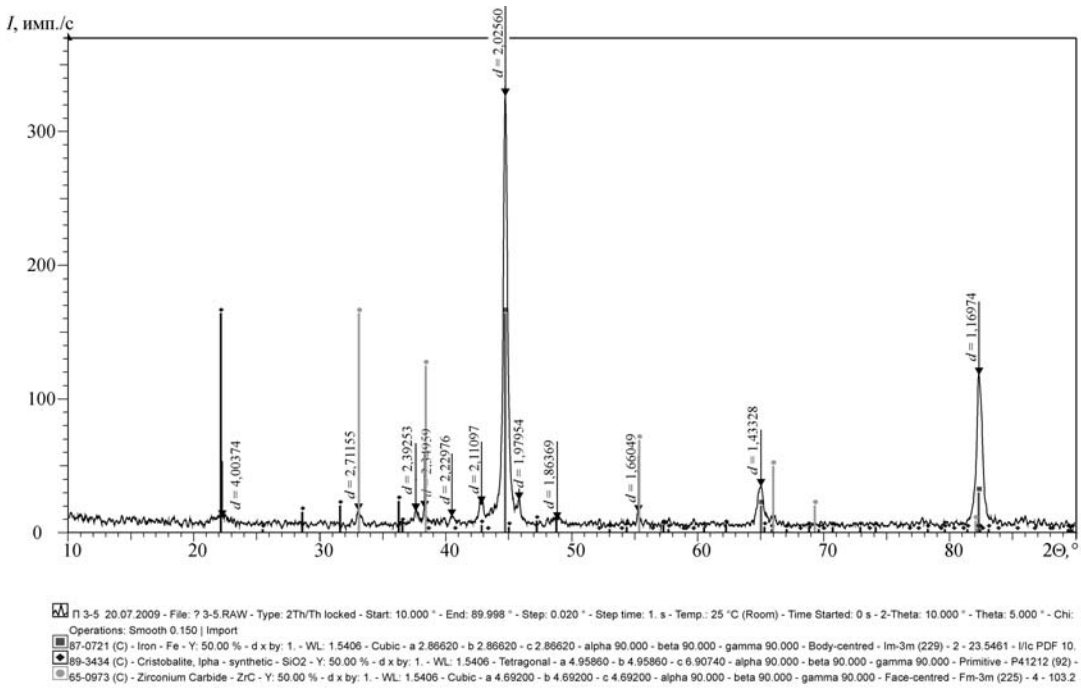


Рис. 8. Рентгенограмма сплава 3.5Me

на растяжение составляет 620...675 МПа, ударная вязкость – 47...59 Дж/см^2.

Указанные свойства соответствуют свойствам легированных сталей типа 50Г, 05Г4ДМФ, 18ХГТ, предназначенных для изготовления нагруженных деталей, работающих под действием вибраций, ударных нагрузок и значительных сил трения.

Выводы

1. Цирконовый концентрат можно применять в качестве легирующего компонента для получения легированных сплавов и покрытий при электрошлаковых технологиях и ручной дуговой наплавке. Концентрат используется комплексно, без дополнительной технологической переработки.

2. Наиболее рациональными восстановителями циркония являются алюминий и графит с размерами частиц 0,1...0,5 и 0,1...0,3 мм соответственно.

3. Количество циркония, переходящего в низкоуглеродистую сталь при электрошлаковых технологиях, зависит от соотношения концентрат/восстановитель. При восстановлении алюминием максимальный переход наблюдается при соотношении 0,67, а при восстановлении графитом – 1,33.

4. Впервые разработан ряд керамических флюсов на основе цирконового концентрата, позволяющих при электрошлаковом переплаве низкоуглеродистой стали получать сплавы, легированные цирконием до 3 % мас., и тем самым повысить их физико-химические и эксплуатационные свойства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д.** Разработка новых сварочных материалов на основе минерального сырья Дальневосточного региона. Хабаровск: ДВГУПС; Владивосток: ДВО РАН, 2000. 144 с.

2. **Верхотуров А.Д., Бабенко Э.Г., Макиенко В.М.** Методология создания сварочных материалов / под ред. чл.-корр. РАН Б.А. Воронова. Хабаровск: ДВГУПС, 2009. 128 с.

3. **Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Кузьмичев Е.Н.** Разработка и исследование легированных сталей, полученных электрошлаковым переплавом низкоуглеродистой стали с использованием минеральных ассоциаций // Перспективные материалы. 2003. № 1. С. 67–72.

4. **Бабенко Э.Г.,Верхотуров А.Д., Григоренко В.Г.** Основные аспекты транспортного минералогического материаловедения. Владивосток: Дальнаука, 2004. 224 с.

5. **Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Лукьянчук А.В.** Создание новых покрытий электродов из минерального сырья для формирования наплавленного металла, легированного вольфрамом // Перспективные материалы. 2004. № 3. С. 82–87.

6. **Каллиников В.Т., Николаев А.И., Брусницын Ю.Д.** Перспективы использования минерально-сырьевой базы Корело-кольского региона для производства сварочных материалов – электродов и флюсов // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 201–219.

Анатолий Демьянович Верхотуров, д-р техн. наук;
Эдуард Гаврилович Бабенко, д-р техн. наук;
Евгений Николаевич Кузьмичев, канд. техн. наук,
accord@festu.khv.ru

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

учебное пособие **О.Е. Осинцев**

2014 г. Объем 156 с. Формат 60x88 1/16 ISBN 978-5-94275-720-5 Цена 400 р.

Изложены основные положения металловедения и термической обработки тугоплавких металлов и сплавов на их основе. Систематизированы и обобщены физико-химические основы взаимодействия тугоплавких металлов с элементами различных групп Периодической системы, особое внимание уделено взаимодействию их с элементами IIIA—VIIIA групп и с элементами внедрения. Рассмотрены современные представления о природе высокой прочности межатомной связи тугоплавких металлов с позиции электронного строения. Приведены данные о их кристаллической структуре, физических, химических и механических свойствах. Рассмотрены природа хладноломкости и методы повышения пластичности сплавов на основе вольфрама, молибдена и ниобия. Рассмотрена химическая стойкость тугоплавких металлов в растворах реагентов, взаимодействие их с газами воздуха в широком интервале температур и способы защиты этих материалов от окисления. Изложены физико-химические принципы разработки жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлов и подчеркивается особая роль двойных и многокомпонентных диаграмм состояния при создании сплавов с твердорастворным, дисперсионным и дисперсным упрочнением. Рассмотрены структура, физические, химические, механические, технологические свойства и области применения современных сплавов на основе ниобия, тантала, молибдена и вольфрама.

Для студентов магистерской системы обучения, специализирующихся в области материаловедения и технологии новых материалов, а также других технологических специальностей. Может быть полезна технологам, металлургам, инженерам, имеющим дело с обработкой и применением тугоплавких металлов и сплавов на их основе.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 004+621.7(075.8)

А.С. Килов *(Оренбургский государственный университет)*

Программное обеспечение для проектирования штампованной поковки

Рассмотрены вопросы создания программного обеспечения для проектирования штампованной поковки в диалоговом режиме с принятием основополагающих решений разработчиком. Предложена программа выполнения основных расчетов после введения исходных данных с постоянным уточнением требуемых параметров разработчиком. Приведен пример работы программного обеспечения.

Ключевые слова: заготовка; поковка; деталь; обработка металлов давлением; штамповка; коэффициент использования металла; программа; диалоговый режим.

Questions of the creation of software for design of forging in the dialogue regime with making of the basic decisions by developer are considered. The program of the fulfillment of basic calculations after the introduction required parameters initial data with constant refinement by developer is proposed. Example of the work of software is given.

Keywords: billet; forging; component; stamping; program; dialogue regime.

Предъявляемые к машинам высокие требования по качеству, надежности и долговечности зависят не только от материала и совершенства конструкции деталей и узлов, но и от качества обработки деталей и сборки узлов и машин.

Под технологией машиностроения традиционно понимают обработку резанием, процесс снятия с поверхности заготовки режущим инструментом слоя металла в виде стружки. Резание является одним из наиболее распространенных технологических процессов машиностроительного производства, и оно обеспечивает получение качественной (в соответствии с чертежом) детали (по размерам и шероховатости поверхности), но при этом существенно повышается трудоемкость изготовления деталей и снижается их экономичность, в том числе из-за перерасхода материала.

Многие мероприятия, направленные на повышение качества конечной продукции, связаны с необходимостью применения более дорогого оборудования, специальной технологической оснастки или включением в технологический процесс заготовительного производства дополнительных операций, что требует дополнительных расходов, которые должны быть компенсированы качеством получаемых деталей из предварительно подготовленных заготовок. Такое положение повлекло обязательное создание заготовительных производств, состоящих из литейных, кузнечно-штамповочных и сварочных цехов.

Каждый из методов имеет преимущества и недостатки, что обусловливает область применения и дает наибольший эффект в определенных условиях, в частности, при определенной программе выпуска деталей.

В техническом вооружении промышленности процессы *обработки металлов давлением* (ОМД) играют существенную роль, так как операции ОМД позволяют получать заготовки или детали требуемых форм, размеров и свойств (за счет текстуры деформации) путем пластического деформирования металла, т.е. перераспределения его из одной части заготовки в другую. Все это дает возможность рассматривать обработку давлением как составной элемент технологии машиностроения, приборостроения и других производств.

В настоящее время обработка давлением и, в частности, кузнечно-штамповочное производство, является одним из самых металлосберегающих производств, так как отходы при производстве поковок и штамповок значительно ниже, чем при других способах производства. В целом эти отходы не присущи технологии объемной штамповке, и большее или меньшее их количество характеризует степень достигнутого технического совершенства данного производства поковок [1]. Такие операции ОМД, как штамповка из порошковых материалов и штамповка жидкого металла, обеспечивают безотходное производство.

По сравнению с другими способами изготовления деталей (обработкой резанием, литьем и сваркой) операции ОМД обеспечивают следующие преимущества [2]: экономичное расходование металла; улучшение структуры и, следовательно, свойств деталей; снижение трудозатрат на изготовление; высокая производительность кузнечного и прессового оборудования.

Процесс создания любой детали или машины состоит из двух неразрывно связанных этапов: проектирования и изготовления. При этом требования, предъявляемые к детали (машине) конструктором и технологом, часто оказываются взаимно противоречивыми. Например, стремление получить более точную и качественную деталь и машину неизбежно влечет за собой усложнение и удорожание технологии изготовления. И наоборот, необоснованное упрощение технологии изготовления, как правило, приводит к нарушению требований, которым должна отвечать машина и ее детали. Поэтому для создания высококачественной и эффективной машины необходимо согласование всех конструкторских и технологических решений, их технико-экономическое обоснование.

Для *штамповочного производства* (ШП) желательны массовое и крупносерийное производства, а кузнечное производство рационально использовать в индивидуальном и мелкосерийном производствах, а также при производстве массивных поковок массой свыше 50 кг. Понятие серийности производства относительное, так как даже для одного и того же типа поковок это понятие может быть не одинаковым, и зависит от габаритных размеров и массы поковки.

При увеличении массы заготовок от 0,5 до 10 кг критическая серийность перехода ковка–штамповка уменьшается с 300 до 10 шт. Например, для поковки "коленчатый вал" для малолитражного автомобиля массой 1,5 кг мелкосерийное производство составит от 300 до 3000 шт., а для вала судового двигателя массой 120 кг – от 75 до 100 шт. Учет этого позволяет выявить наиболее приемлемый вариант технологии и величину оптимальной программы производства.

Изготовление деталей в механических цехах на металлорежущих станках возможно из традиционного материала (из круглого или специального проката), что используют в единичном производстве, например, во время ремонта для замены разрушенной или изношенной детали. Такой метод неприемлем для серийного и тем более массового производства.

Низкая эффективность обработки резанием видна на примере изготовления болта с шестигранной головкой. *Коэффициент использования металла* (КИМ) при этом составляет ≈0,25, т.е. три четверти материала исходной заготовки при этом переведены в стружку. Повысить эффективность производства позволяет изготовление деталей из предварительно фасонированных заготовок или изменением метода обработки, так, при получении аналогичной детали обработкой давлением на высадочных автоматах КИМ ≈ 0,95.

Одной из основных задач при выборе оптимального способа получения детали является выполнение всех требований, предъявляемых к качеству готовой продукции. При этом следует помнить, что качество продукции зависит в первую очередь от уровня технологического процесса.

Изготовление заготовок и получение из них деталей представляют собой единый технологический процесс, части которого тесно связаны между собой.

Выбрать заготовку – это значит решить следующие задачи:

1) установить оптимальный способ изготовления заготовки;

2) определить размеры, форму и расположение поверхностей заготовки, а также установить расчетную номинальную массу заготовки. Для этого нужно назначить припуски на механическую обработку, установить допуски и предельные отклонения размеров заготовки, а также допуски ее формы;

3) провести технико-экономическое обоснование выбора заготовки.

Потеря (отход) металла наблюдается на разных переделах: при механической обработке, разделке металла, обрезке облоя после штамповки в открытых штампах.

Эффективность использования металла. Для выявления потерь металла на разных переделах при выполнении операций введен ряд коэффициентов, которые позволяют учесть эти потери.

Общий коэффициент использования металла КИМ определяют соотношением:

$$\text{КИМ} = G_{\text{дет}} / G_{\text{мет}},$$

где $G_{\text{дет}}$ – масса детали, кг; $G_{\text{мет}}$ – масса металла, израсходованного на получение детали (норма расхода), кг.

Чем выше численное значение КИМ, тем более рационально расходуется металл, т.е. технология изготовления деталей более рациональна. В отечественном машиностроении КИМ в среднем равен 0,73, следовательно, отходы металлов составляют до 27 % и коэффициент необходимо повышать, так как перевод 10^3 кг массы металла в стружку сопровождается затратами электроэнергии ≈425 кВт·ч. Однако КИМ в таком виде не дает представления о расходе металла по переделам.

Эффективность работы кузнечного цеха оценивают по степени приближения размеров поковки к размерам детали и отражают это коэффициентом выхода годного:

$$K_{\text{в.г}} = G_{\text{дет}} / G_{\text{пок}},$$

а степень непроизводственного расхода металла при штамповке (на облой, концевые отходы) оценивают коэффициентом весовой точности, который определяется соотношением:

$$K_{\text{в.т}} = G_{\text{пок}} / G_{\text{мет}},$$

где $G_{\text{пок}}$ – масса поковки, кг.

С учетом приведенного выше КИМ записывают в виде

$$\text{КИМ} = G_{\text{дет}} / G_{\text{мет}} = (G_{\text{дет}} / G_{\text{пок}})\,(G_{\text{пок}} / G_{\text{мет}}) = K_{\text{в.г}}\,K_{\text{в.т}}.$$

Такая запись коэффициента использования металла позволяет судить о расходе металла на каждом из переходов – на стадии штамповки и механической обработки, т.е. по всему производственному циклу, и он отражает уровень технологии производства на предприятии, а начальная запись КИМ показывает лишь затраты металла на изготовление детали.

Заготовки деталей. Выбор перспективного направления и варианта получения заготовки – это принятие решения о целесообразности того или иного способа на возможно более ранней стадии проектирования – еще при конструировании детали.

По степени точности заготовки бывают:

1) грубые заготовки КИМ < 0,5;

2) заготовки пониженной точности 0,5 ≤ КИМ < < 0,75;

3) точные заготовки 0,75 ≤ КИМ ≤ 0,95;

4) заготовки повышенной точности, для которых КИМ > 0,95.

При разработке технологического процесса изготовления штампованных заготовок (поковок) возникает необходимость в расчете и сопоставлении эффективности ряда возможных вариантов и установление наиболее экономичного из них, для данных производственных условий.

Процесс изготовления заготовок штамповкой (поковок) относительно прост и отлажен. Так, при горячей продольной объемной штамповке в открытых штампах – это нагрев заготовки (преимущественно индукционный); осадка нагретой заготовки, при которой не только увеличивается сечение, но и происходит очистка от окалины; штамповка в чистовом ручье; обрезка облоя.

Рассмотрение, расчет и сравнение различных вариантов получения поковки является трудоемкой и длительной работой, которую позволит упростить компьютер при наличии специальных программ.

Компьютеризация проектирования поковки. В основу проектирования штампованных поковок положен ГОСТ 7505–89, в соответствии с которым на размеры чертежа детали назначают припуски на механическую обработку, припуски на геометрию и допуски на размеры, плоскость разъема штампа, штамповочные уклоны, радиусы закруглений и для большинства из этих параметров необходимо предварительно установить исходный индекс.

Алгоритм проектирования штампованной заготовки. Для практического проектирования поковки и назначения на размеры припусков и допусков (данные по припуску П и допуску Д принимают из соответствующих нормативов с учетом исходного индекса) необходимо выполнить следующее:

1. В соответствии с ГОСТ 7505–89 определить исходный индекс, для этого предварительно:

1.1. Определяют массу поковки исходя из массы детали (по объемам элементарных фигур, на которые разбивается деталь) и плотности материала (для сталей плотность $\rho = 7{,}85 \cdot 10^3$ кг/м^3) и расчетного коэффициента, принимаемого из таблицы стандарта.

1.2. Подбирают группу стали в соответствии с химическим составом материала детали (заготовки).

1.3. Определяют степень сложности поковки из отношения объема (массы) поковки к объему (массе) простейшей фигуры, описанной вокруг поковки (при определении объема описанной фигуры к максимальным размерам детали применяют коэффициент 1,05).

1.4. Определяют класс точности по таблице исходя из принятого варианта штамповки.

Исходный индекс определяют по номограмме, который можно проверить по формуле

$$U = N + M + C + 2(T - 1) - 2\ ,$$

где N – значения характеристики массы поковки на основании данных из пункта 1.1 (номер строки из таблицы, возможные значения от 1 до 10); M из пункта 1.2 – группа стали (от 1 до 3); C из пункта 1.3 – степень сложности (от 1 до 4); T из пункта 1.4 – класс точности (от 1 до 5).

2. Исходя из персонального задания (формы и размеров детали) предварительно выбирают плоскость разъема штампа.

3. На основании исходных данных (формы и размеров детали) и найденных параметров (исходного индекса) необходимо из таблиц определить либо подобрать: основные и дополнительные припуски; назначить штамповочные уклоны; назначить радиусы закруглений; определить допускаемые отклонения размеров.

Общая схема процесса перевода алгоритма выполнения проектирования поковки на компьютер следующая: ввод нескольких исходных данных в программу; расчет всех определяемых параметров компьютером в автоматическом режиме (после ввода входных данных получают выходные параметры). Польза от такой компьютеризации учебного процесса

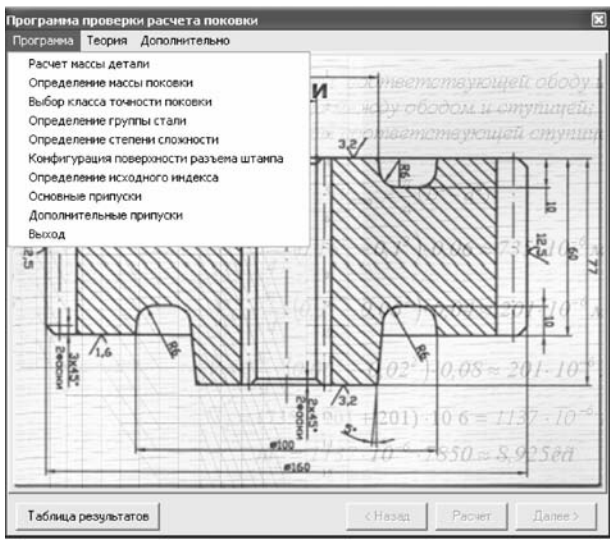


Рис. 1. Оглавление программы

сомнительна, так как студент получает конечные результаты без изучения методики расчета.

В основу программы, предназначенной для проектирования заготовки, получаемой методом штамповки [3], заложен диалоговый режим, работая в котором студент подбирает необходимые дополнительные данные из ГОСТ 7505–89, который, как и другие справочные материалы в облегченном для понимания варианте предварительно введены в компьютер. Создавая проект на компьютере в таком режиме, студент постоянно находится в курсе выполняемых расчетов, так как все принимаемые решения зависят только от него.

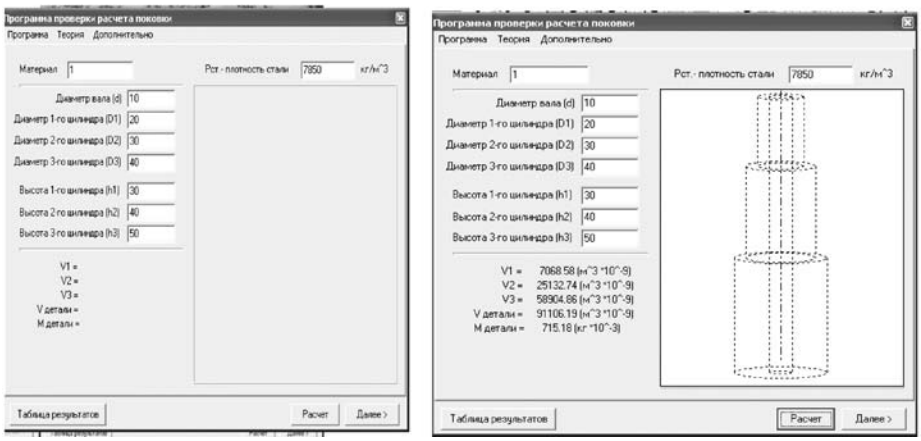


Рис. 2. Ввод исходных данных и расчет массы детали

На рисунках показаны скрины монитора при выполнении программы:

рис. 1 – оглавление программы, при ее выполнении можно заходить в любой раздел, а при нажатии кнопки "далее" программа переходит в очередной раздел;

рис. 2 – ввод исходных параметров для проектирования поковки и расчет ее массы, которая нужна для нахождения исходного индекса. Реальные детали представляют сложные геометрические фигуры и для определения ее массы чертеж детали мысленно разбивают на простые элементы, которые условно показывают при расчете объема (массы);

рис. 3 – подбор коэффициентов и расчет факторов, влияющих на исходный индекс (группы стали, класса точности, линии разъема и степени сложности поковки).

Если качество поверхностного слоя поковки (его шероховатость и допуски на размеры) не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к готовой детали, предусматривается припуск на механическую обработку всей поверхности или отдельной ее части, что учитывают при составлении графического материала

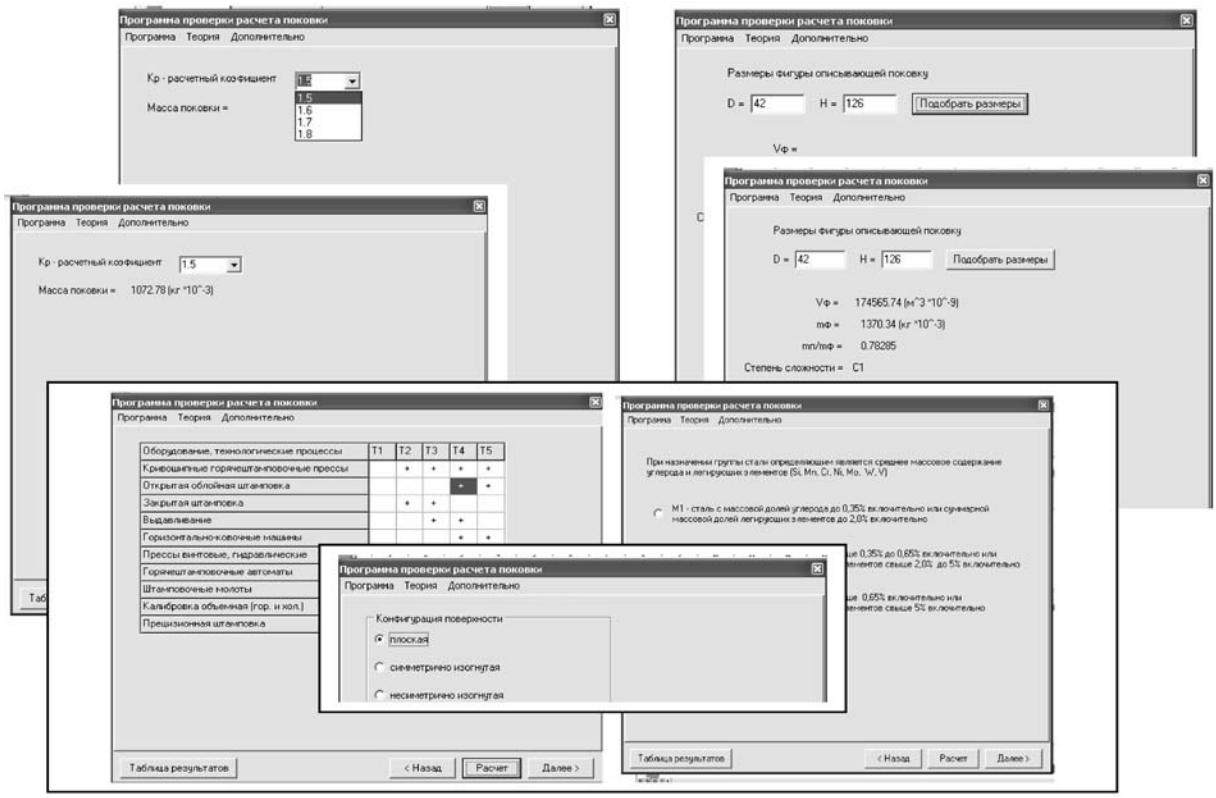


Рис. 3. Подбор группы стали, класса точности, линии разъема и расчет массы и степени сложности поковки

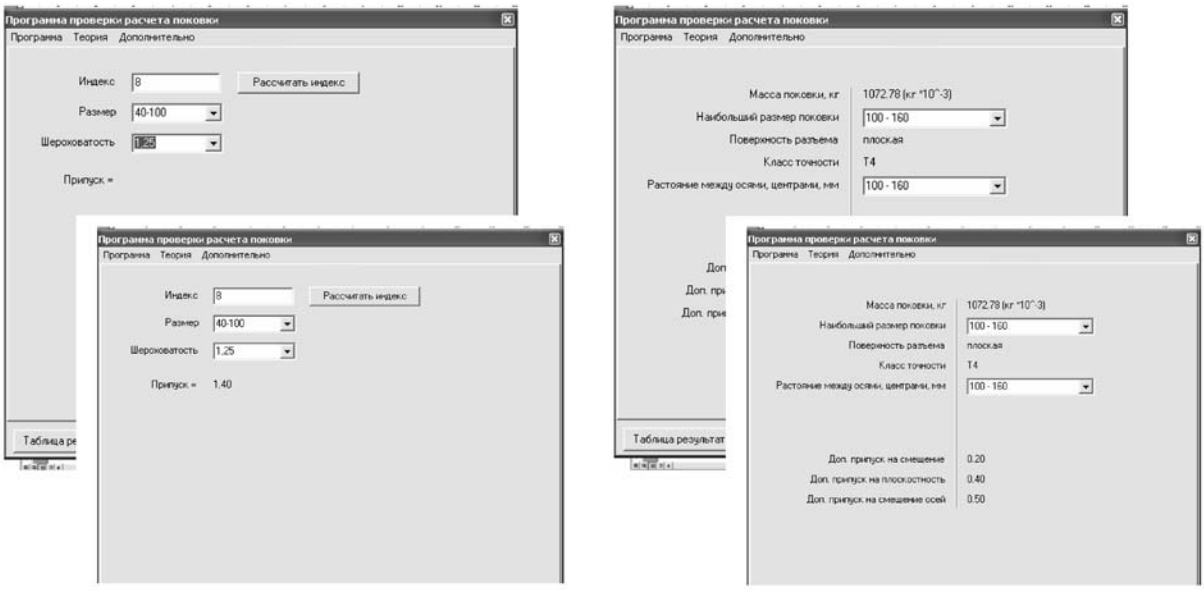


Рис. 4. Определение основных и дополнительных припусков

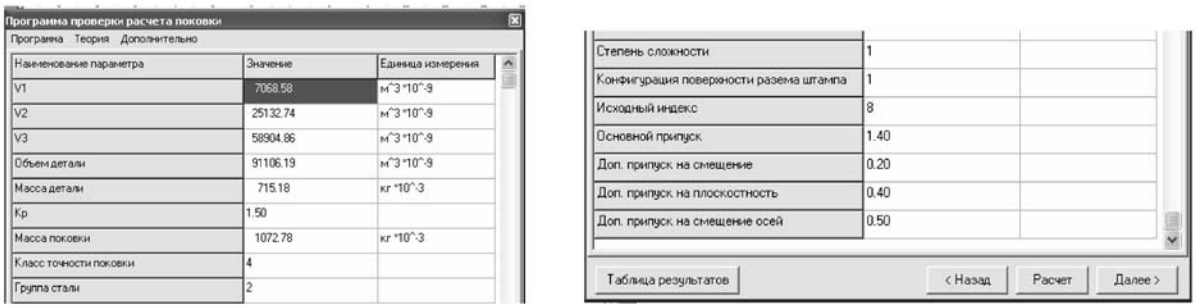


Рис. 5. Итоговая таблица результатов

поковки. Минимальный припуск определяется глубиной дефектного поверхностного слоя поковки, а также технологией последующей механической обработки согласно ГОСТ 7505–89.

Определив исходный индекс и указав поочередно характеристику каждого из обрабатываемого размеров (диапазон размера и его шероховатость), рассчитывают (подбирают) основные припуски на механическую обработку, а заполнив следующую форму, определяют дополнительные припуски (рис. 4).

Результаты каждого из расчетов сведены в итоговой таблице (рис. 5).

Заключение. Представленная программа значительно облегчает процесс расчета заготовки, дает возможность проверить несколько вариантов параметров поковки и выбрать лучший вариант.

Современные технологии трехмерного моделирования и объектно-ориентировочного программирования позволяют создать эффективную систему обучения без больших экономических затрат. Это способствует повышению интереса к учебе, так как предоставляет студенту возможность совершенствовать расчетную программу и тем самым позволяет приобщать студентов к творческой деятельности и адаптировать их к практической деятельности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Килов А.С.** Обработка материалов давлением в промышленности. Оренбург: ГОУ ОГУ, 2003. 270 с.

2. **Килов А.С., Вольнов С.В., Килов К.А.** Производство заготовок. Объемная штамповка: серия учеб. пос. из шести книг. Кн. 1. Проектирование и производство поковок (штампованных заготовок). Оренбург: ГОУ ОГУ, 2004. 155 с.

3. **Килов А.С., Алтынбаев Р.Б.** Прикладная программа "Проектирование и расчет поковки". Университетский фонд электронных ресурсов, УСИТО. Оренбургский государственный университет (ОГУ). Свидетельство о регистрации программного средства № 698 (1.04 МБ). Дата регистрации: 14.10.2011.

Александр Степанович Килов, канд. техн. наук,
askil08@mail.ru

УДК 621.774.38:669.35–462

И.П. Клейнбуг, Л.М. Железняк, Д.П. Климантов
(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Инструментальная оснастка для прессования толстостенной трубной заготовки повышенной точности

Разработана и проверена на практике инструментальная оснастка горизонтального гидравлического пресса, с использованием которой значительно повышена точность и снижена разностенность трубных заготовок, предназначенных для изготовления из них изложниц наполнительного литья и рубашек кристаллизаторов для полунепрерывного литья слитков.

Ключевые слова: толстостенная медная трубная заготовка; обратный метод прессования; прутково-профильный пресс; инструментальная оснастка.

Tooling of horizontal hydraulic press, using significantly improved accuracy and reduced of variation in thick-walled tubular billets for the manufacture of casting molds and shirts for the semi-continuous casting ingot is designed and tested.

Keywords: copper thick-walled tubular billet; inverse method of pressing; bar's and profiles press; tool equipment.

Из толстостенных медных трубных заготовок изготовляют детали типа втулок, барабанов, изложниц для наполнительного литья, рубашек кристаллизаторов для непрерывного литья и других подобных деталей взамен сплошных литых или кованых заготовок.

Известные способы обратного прессования труб на базе прутково-профильных прессов осуществляются с участием инструментальной сборки, содержащей сплошной пуансон с оправкой, которая совместно с матрицей образует кольцевой зазор, или полый пуансон; при этом слиток может быть полым и сплошным.

Общий недостаток этих методов – узкие технологические возможности, так как наружный диаметр получаемой трубной заготовки ограничен размерами полости пуансона.

При традиционном варианте прессования труб обратным методом (см. кн.: Шевакин Ю.Ф., Грабарник Л.М., Нагайцев А.А. Прессование тяжелых цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1987. 246 с.) контейнер плотно закрыт с одной стороны заглушкой, и металл слитка, прошиваемого пуансоном с установленной на его торце пресс-шайбой, истекает в зазор между рабочей втулкой контейнера и пуансоном с пресс-шайбой. При использовании этого варианта инструментальной сборки для обратного прессования толстостенных трубных заготовок из тяжелых цветных металлов возникают следующие недостатки.

Во-первых, при такой схеме невозможно обеспечить необходимую точность прессованных труб, в частности разностенность, что связано с четырьмя обстоятельствами.

1. Один из важнейших конструктивных параметров *прутково-профильного гидравлического пресса* (ГГП), т.е. не оборудованного прошивной системой – его центровка, от которой зависят многие показатели; главный из них – точность получаемых труб. Согласно нормативам (см. кн.: Ерманок М.З., Фейгин В.И., Сухоруков Н.А. Прессование профилей из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1977. 264 с.) допустимая несоосность между контейнером и пуансоном для ГГП силой от 7,5 до 120 МН должна составлять 1,5...6,0 мм. В конкретных цеховых условиях эта норма, как правило, не соблюдается; в частности, при эксплуатации ГГП силой 20...50 МН фактическая несоосность превышает нормативную в 1,5–1,7 раза.

2. Требуемая точность наружного диаметра трубы может быть обеспечена, если выработка рабочей втулки контейнера находится в допустимых пределах и не превышает в зависимости от внутреннего диаметра втулки 0,5...1,5 мм. Вследствие влияния ряда отрицательных факторов этот интервал в конкретных производственных условиях обычно не выдерживается, и фактический износ поверхности втулок становится существенно выше указанного.

3. Несовпадение осей контейнера и находящегося в нем слитка (по причине разности их диаметров) вызывает на начальном этапе прессования смещение оси выпрессованной трубы относительно оси слитка, т.е. неосесимметричное истечение металла. Как следствие, возникает очень высокая разностенность отпрессованной трубы, достигающая (10...15)/2 = 5...7,5 мм, где 10...15 мм – односторонний зазор между слитком и втулкой контейнера (разность их диаметров).

4. Косина реза торцов слитка должна быть не более 2 мм, так как от нее зависит концентричность трубы, т.е. величина ее разностенности. Такую точность обеспечить несложно, но при условии соблюдения определенных организационно-технических требований, не всегда реализуемых на практике.

Во-вторых, в соответствии с рассматриваемой схемой можно прессовать только относительно короткие трубы, так как длина труб ограничивается длиной пресс-штемпеля. При известных соотношениях длины пуансона и его диаметра отпрессованная труба получается короткой, что вызывает следующие недостатки.

1. Снижение производительности и уменьшение коэффициента выхода годного при использовании короткомерной трубы в качестве заготовки под последующие процессы ОМД: прокатку или волочение.

2. Повышенные отходы металла при раскрое короткомерной трубной заготовки, поскольку при изготовлении из нее, например рубашек кристаллизаторов, круп-

ных втулок и других подобных деталей, очевидно, что чем короче разрезаемая заготовка, тем выше относительная доля геометрических отходов и больше потерь металла в стружку.

Авторами статьи разработана схема инструментальной наладки стандартного прутково-профильного ГГП и с ее помощью реализован эффективный способ прессования толстостенных труб обратным методом [1].

На рис. 1–4 приведены схема инструментальной сборки и этапы процесса прессования.

Прессование осуществляют следующим образом (см. рис. 1). По оси пуансона *3* позиционируют ступенчатую пресс-шайбу *4* и на ее боковую поверхность устанавливают центрирующее кольцо *5*, которое фиксируют в осевом направлении по отношению к пресс-шайбе *4* с помощью бурта *13*, образованного при переходе от участка *6* большего диаметра внутренней поверхности центрирующего кольца *5* к участку *7* меньшего диаметра той же поверхности кольца *5*.

В предварительно прогретый и закрытый с передней стороны заглушкой *2* контейнер *1* помещают нагретый до температуры прессования слиток *11* и распрессовывают его пуансоном *3* и пресс-шайбой *4* с участием толкателя *8* и центрирующего кольца *5*. При распрессовке слитка центрирующее кольцо *5* от осевого смещения в сторону, обратную движению пуансона *3*, фиксируют толкателем *8*, установленным между торцом пуансона *3* с одной стороны и центрирующим кольцом *5* с другой стороны. Толкатель *8* своим диском *9* удерживает центрирующее кольцо *5* от осевого смещения, а обечайка *10* толкателя свободно лежит на теле пуансона *3*, не позволяя толкателю *8* упасть вниз. Затем пуансон отводят и толкатель удаляют.

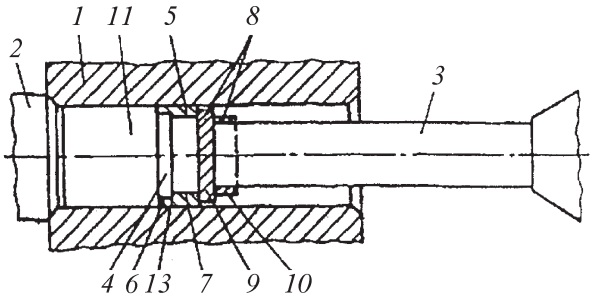


Рис. 1. Исходное положение инструментальной сборки ГГП силой 35 МН после распрессовки слитка

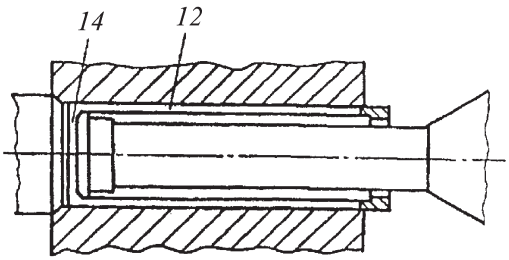


Рис. 2. Окончание процесса прессования и образование пресс-остатка

Начинают процесс обратного прессования толстостенной трубы *12*, в начальной стадии которого центрирующее кольцо *5* выполняет свою главную функцию: передвигаясь своей наружной поверхностью по поверхности втулки контейнера *1*, а своей внутренней поверхностью (участками большего *6* и меньшего *7* диаметров) – по соответствующим поверхностям ступенчатой пресс-шайбы *4*, кольцо *5* строго центрирует на начальном этапе прессования пресс-шайбу *4* относительно внутренней (рабочей) втулки контейнера *1*.

При этом за счет соблюдения центровки в первоначальные моменты процесса прессования значительно снижается разностенность и повышается размерная точность трубной заготовки. В течение последующей стационарной стадии обратного прессования центрирующее кольцо *5* продолжает движение внутри контейнера *1* совместно с пресс-изделием *12*, примыкая к его торцу.

Прессование ведут до технически возможного конца, т.е. до образования пресс-остатка *14* (см. рис. 2) толщиной, зависящей главным образом от номинальной силы ГГП. По окончании прессования заглушку *2* (глухой матрицедержатель) заменяют на полый матрицедержатель *15* (см. рис. 3), ходом пуансона *3* с установленной на его торце пресс-шайбой *4* отделяют пресс-остаток *14* от пресс-изделия *12* и, вновь установив толкатель *8* (см. рис. 4), выталкивают отпрессованную трубную заготовку *12* из полости контейнера *1* полный цикл обратного прессования толстостенной трубной заготовки завершается.

Преимущества разработанного и осуществленного в производственных условиях способа, особенно при использовании прутково-профильных (т.е. не специализированных для прессования труб) прессов, состоят в рас-

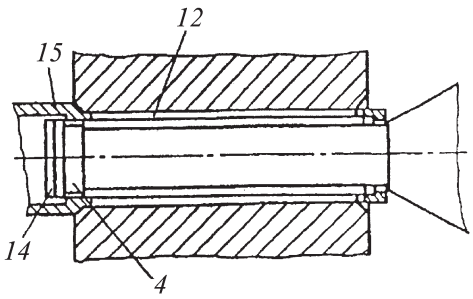


Рис. 3. Отделение пресс-остатка от пресс-изделия и выталкивание пресс-шайбы и пресс-остатка из контейнера

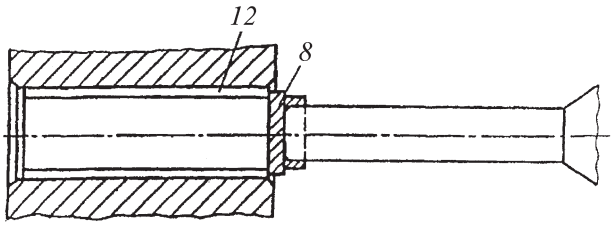


Рис. 4. Выталкивание готовой трубной заготовки из полости контейнера

ширении технологических возможностей прессования и реализованы следующим образом.

Значительное повышение точности прессованной толстостенной трубной заготовки достигнуто в результате стабильной центровки инструмента пресса путем существенного снижения несоосности между контейнером и пресс-шайбой, что обеспечено установкой между пресс-шайбой и втулкой контейнера центрирующего кольца и дополнительно монтажом толкателя между центрирующим кольцом с пресс-шайбой и пуансоном.

Данное техническое решение – создание достаточно жесткой и в то же время легко разборной и подвижной конструкции – обеспечило необходимую точность настройки инструмента в начальный момент прессования, т.е. на наиболее ответственном этапе.

На последующих стадиях, вплоть до завершения процесса прессования и образования пресс-остатка стабильность центровки, как показывает практика, не нарушается, поскольку первоначально образовавшийся кольцевой слой металла высокой точности надежно удерживает пресс-шайбу от поперечного смещения, и разностенность отпрессованной трубы по всей ее длине укладывается в требуемое поле допуска.

Например, прессование трубы с достаточной точностью размеров из меди марки Ml с наружным диаметром D_1 = 310 мм и внутренним диаметром d_1 = 235 мм на прессе силой 35 МН из слитка с D_0 = 295 мм и L_0 = 460 мм без применения центрирующего кольца и толкателя невозможно: из-за свойственной стандартным прутково-профильным прессам значительной расцентровки, а также вследствие существенной разности между диаметром втулки $D_в$ = 310 мм и D_0 = 295 мм проявилось неосесимметричное течение металла и получить трубу требуемого качества не удалось.

При прессовании в тех же условиях, но с использованием центрирующего кольца и толкателя получили медную трубную заготовку длиной 900 мм указанных выше размеров поперечного сечения с разностенностью ±1,0...1,5 мм. Отпрессованную заготовку после охлаждения разрезали на части, из которых с минимальной трудоемкостью и незначительными потерями металла в стружку вытачивали рубашки кристаллизаторов для полунепрерывного литья слитков диаметром 245 мм.

Применение в производственных условиях предложенного способа прессования оказалось эффективным в случае прессования медных толстостенных труб при изготовлении из них изложниц для наполнительного литья и рубашек кристаллизаторов.

Медная рубашка кристаллизатора для полунепрерывного литья слитков из тяжелых цветных металлов (меди, никеля и сплавов на их основе), как известно, представляет собой короткую трубу с буртами (фланцами) по обоим торцам, ее длина составляет 150...500 мм, диаметр 180...450 мм (в частности, по данным Каменск-Уральского завода ОЦМ). В качестве важной детали литейной оснастки рубашка является формообразователем слитка, она контактирует непосредственно с жидким расплавом и быстро изнашивается вследствие воздействия различных отрицательных факторов.

В связи с этим, а также по причине широкого размерного ряда отливаемых слитков на Каменск-Уральском заводе ОЦМ были необходимы рубашки различных диаметров и длин. До использования рассматриваемого способа их получали токарной обработкой сплошных цилиндрических кованых заготовок, это порождало высокую трудоемкость обработки, низкую производительность и значительные отходы металла в стружку.

Сравнение показало, что для получения медной рубашки внутренним диаметром 194 мм, наружным диаметром 220 мм и высотой 410 мм масса поковки составляла 300 кг, а масса прессованной трубной заготовки 85 кг, т.е. в 3,5 раза меньше. Сопоставление норм времени и количества отходов: на ковку 3 ч, на токарную обработку соответственно 9,6 и 6 ч; масса стружки 260 и 36 кг; безвозвратные потери при переплавке стружки 23 и 3 кг.

Дополнительные преимущества нового способа прессования заключаются в следующем: для получения рубашки нужного диаметра выпрессовывается труба с припуском на наружный диаметр, достаточным для получения буртов после обточки, а для минимизации отходов при резке длина отпрессованной трубы легко рассчитывается кратно длине готовой детали, т.е. рубашки или изложницы.

На Каменск-Уральском заводе ОЦМ для изготовления рубашек кристаллизаторов полунепрерывного литья и медных водоохлаждаемых изложниц наполнительного литья предложенным способом прессования получают толстостенные трубы из меди марки М1 следующих диаметров, мм: 285×345; 235×310; 185×255; 158×208.

Толстостенные трубы указанных размеров разрезают следующим образом: для рубашек высотой H = 175 мм на 4–5 частей; для рубашек H = 275 мм на 3–4 части; для рубашек H = 410 мм на 2 части; при изготовлении изложниц отпрессованную трубу не разрезают. Из порезанных на мерные длины трубных заготовок вытачивают рубашки кристаллизаторов для полунепрерывного литья слитков диаметрами, мм: 295; 245; 190 и 165.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2252093 РФ.** Устройство для обратного прессования толстостенных труб. Опубл. 20.05.2005, Бюл. № 14.

Игорь Петрович Клейнбуг;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук,
bsp@mtf.ustu.ru;
Данила Петрович Климантов

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 12.11.2013 г. Подписано в печать 23.12.2013 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.