ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 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

Семёнов В.И. Самоорганизующийся механизм превращения жидкого в твердое агрегатное состояние в металлах и сплавах . . . 3
Грачёв А.Н., Коровин В.А., Леушин И.О., Смирнова Н.А. Концепция рециклинга отходов в литейно-металлургических технологиях и ее реализация на предприятиях Нижегородского региона . . . 10
Овчинников В.В., Денисов Б.С., Лопаткин А.И., Зеленский В.А., Крымов А.О. Технологические особенности вварки двухслойных панелей в каркас баковых конструкций . . . 14

Кузнечно-штамповочное производство

Воронков В.И., Калпин Ю.Г., Петров П.А., Потапенко К.Е. Определение оптимального радиуса закругления в штампе для изотермического обратного выдавливания . . . 19
Лапин В.В., Филимонов В.И., Филимонов С.В., Лапшин В.И. Расчет числа технологических переходов при профилировании заготовки методом интенсивного деформирования . . . 24
Мамаев В.Б., Мамаев М.В. Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела на примере осадки. Часть 2. Анализ условий пластичности . . . 29

Прокатно-волочильное производство

Кохан Л.С., Пунин В.И., Шульгин А.В., Морозов Ю.А. Производство гнутых слоистых коррозионно-стойких профилей . . . 35

Материаловедение и новые материалы

Конкевич В.Ю., Осинцев О.Е., Авдюхина А.А. Опробование технологии производства прессованных полуфабрикатов из гранулированных магниевых сплавов МА2-1 и МА14 . . . 41

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)

№ 2 February 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.
CRUK 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 Yu.
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

Semenov V.I. Self-organizing mechanism of transformation of liquid in solid aggregation state in metals and alloys . . . 3
Grachev A.N., Korovin V.A., Leushin I.O., Smirnova N.A. Recycling concept of wastes in casting-metallurgical technologies and its implementation in Nizhny-Novgorod region's plants . . . 10
Ovchinnikov V.V., Denisov B.S., Lopatkin A.I., Zelensky V.A., Krymov A.O. Technological features of welding into of double-layer panels in frame of tank designs . . . 14

Forging and Stamping Production

Voronkov V.I., Kalpin Yu.G., Petrov P.A., Potapenko K.E. Determination of optimal radius of rounding of die cavity during isothermal backward extrusion . . . 19
Lapin V.V., Filimonov V.I., Filimonov S.V., Lapshin V.I. Calculation of number of technological steps due to blank roll forming by intensive deformation method . . . 24
Mamaev V.B., Mamaev M.V. Mathematical modeling of stress state during plastic deformation of body of example precipitation. Part 2. Analysis of plasticity conditions . . . 29

Rolling and Drawing Production

Kokhan L.S., Punin V.I., Shul'gin A.V., Morozov Yu.A. Production of bent layered corrosion-resistant profiles . . . 35

Physical Metallurgy and New Materials

Konkevich V.Yu., Osintsev O.E., Avdyukhina A.A. Development of technology for compaction feedstock of granular magnesium alloys MA2-1 and MA14 . . . 41

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

В.И. Семёнов *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Самоорганизующийся механизм превращения жидкого в твердое агрегатное состояние в металлах и сплавах

Рассмотрены способы выражения совместного равновесного сосуществования жидкого и твердого металла, условия, приводящие к смене одного агрегатного состояния другим, и кооперативный механизм согласованной перестройки атомов, поддерживаемой самоорганизацией. На основании этого дано объяснение появления неравновесности в расплаве и необратимости затвердевания при теплоотводе.

Ключевые слова: металл; сплав; плавление; затвердевание; агрегатное состояние; свободная энергия; равновесие; фазовое превращение; неравновесность; необратимость; структура.

Ways of expression of joint equilibrium coexistence of liquid and firm metal, the conditions leading to change of one aggregate state by another and cooperative mechanism of coordinated restructuring of atoms supported by self-organization are considered. On this basis the exlanation of appearance of non-equilibrium in melt and irreversibility of solidification due to heat sink is offered.

Keywords: metal; alloy; melting; hardening; aggregate state; free energy; balance; phase transformation; nonequilibrium; irreversibility; structure.

Целью исследований является установление факторов, влияющих на закономерности процессов плавления и затвердевания и способов выражения термодинамического состояния расплава.

Известны следующие характерные особенности процессов затвердевания и плавления. Во-первых, возрастание степени превращения со временем при T, $p = \text{const}$ до тех пор, пока система из жидкого (L) и твердого (S) металла не приходит в состояние равновесия, которому соответствует минимум свободной энергии. Из факта, что свободная энергия агрегатных состояний может только уменьшаться и оба агрегатных состояния стремятся к взаимному равновесию, сделан вывод о возможности равенства плотностей их свободных энергий

$$f_L = f_S . \qquad (1)$$

В литературе не все авторы разделяют данный принцип равновесия жидкого и твердого металла при их взаимодействии.

Во-вторых, скорость фазового превращения сильно изменяется с температурой, но при температуре плавления ($T = T_{\text{пл}}$) она становится ничтожно малой и это свойство используют, когда хотят получить расплав в метастабильном состоянии.

В-третьих, характерным фактором служит необратимость фазового превращения под влиянием отвода (подвода) теплоты.

В-четвертых, состав и форма продуктов затвердевания и концентрация компонентов исходного расплава не обязательно совпадают. Отдельные частицы (атомы) перемещаются независимо. Это исключает точное соответствие между начальным и конечным положениями частиц при прямом и обратном превращениях.

Ограничимся приведенными характерными особенностями превращения одного агрегатного состояния металла в другое, а само превращение (затвердевание или плавление) определим как реакцию

$$L \leftrightarrow S , \qquad (2)$$

продуктом которой является другое агрегатное состояние. Как при затвердевании ($L \rightarrow S$), так и при плавлении ($L \leftarrow S$) самыми очевидными определяющими факторами являются следующие: 1) превращение возможно в чистых металлах и сплавах; 2) оба агрегатных состояния могут существовать совместно и достигать состояния равновесия.

Принципиально важные новые результаты удалось получить при обобщении квазистационарной кристаллизации. На рис. 1 даны структуры по высоте отливки из сплава ЖС6У при скоростях кристаллизации 0,1; 1; 40 и 4 мм/мин [1].

Теплоотвод служит основным механизмом диссипации энергии, поступающей в расплав от нагревате-

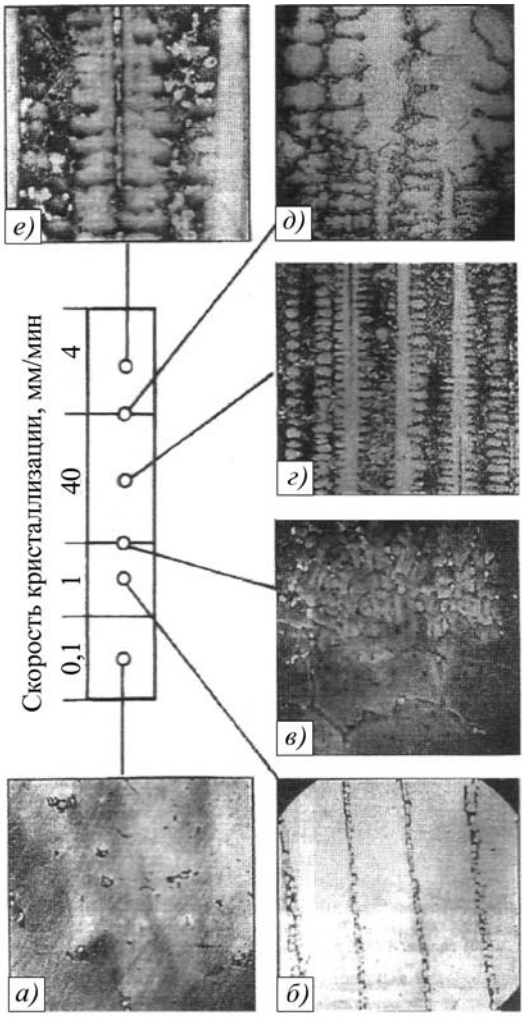


Рис. 1. Переходные структуры в сплаве ЖС6У (×100) [1]: *а* – 0,1 мм/мин; *б* – 1 мм/мин; *в* – переходная структура от "*б*" к "*г*"; *г* – 40 мм/мин; *д* – переходная структура от "*г*" к "*е*"; *е* – 4 мм/мин

ля и выделяющейся при его затвердевании. Поэтому скорость кристаллизации фактически определяется интенсивностью теплообмена расплава с внешней средой. Для каждой скорости кристаллизации самопроизвольно устанавливается степень неравновесности превращения и соответствующая ей структура переходной зоны.

Увеличение скорости кристаллизации повышает степень неравновесности и стимулирует переход к более измельченной структуре сплава. Из рис. 1, *в*, *д* следует, что протяженность поля перестройки одной структуры в другую не превышает размера дендритного параметра. Фазовая перестройка частиц расплава происходит локально и при крайне малой длительности переходного периода. Очевидно также действие принципа обратимости – возвращение к той структуре, которая характеризуется скоростью кристаллизации.

Здесь новыми значимыми факторами являются: 1) переохлаждение $\Delta T = T_{\text{пл}} - T$; 2) пространственно-временная структуризация, а также сегрегация и ликвация; 3) неравновесное состояние зоны фазовой перестройки частиц расплава; 4) поддержание неравновесного состояния фазовой перестройки потоком теплоты, который является результатом специально организованного теплоотвода.

Новые твердые структуры формируются устойчивыми процессами. Становится все более очевидным, что процесс затвердевания заключается в следующем. При определенном переохлаждении, когда для отдельных частиц (атомов) запас устойчивости межатомных взаимодействий исчерпан, то не весь метастабильный расплав, а только эти частицы (атомы), переходят на короткое время в неравновесное состояние. Они возбуждаются при сегрегации, активируются в период диффузии и, пройдя эту степень превращения, получают возможность преодолеть энергетический барьер, отделяющий одно агрегатное состояние от другого.

Высокий потенциал управляемости дает право заключить, что порядок при образовании твердых структур поддерживается путем самоорганизации [2]. Самоорганизация должна отождествляться с реальной термодинамической движущей силой [3, 4].

Наиболее достоверное понимание причин исчерпания запаса устойчивости в межатомном взаимодействии частиц расплава и появления термодинамической движущей силы можно получить из термодинамики. Чтобы свести к минимуму влияние дополнительных факторов межатомных взаимодействий, примем, что сплав образован двумя металлами *A* и *B* с одинаковой кристаллической структурой, а при смешивании возникают однородный жидкий и однородный твердый растворы в широкой области концентраций. Примем также, что g_A и g_B – свободные энергии на атом этих чистых компонентов. При концентрации $(1 - x)$ компонента *A* и концентрации (x) компонента *B* средняя свободная энергия на атом их механической смеси, в которой компоненты *A* и *B* условно не взаимодействуют, может быть выражена в виде

$$g = (1 - x)\, g_A + x\, g_B\,. \qquad (3)$$

Стремясь к простейшему случаю, исключим тепловую составляющую, которая может иметь место при взаимодействии компонентов *A* и *B*, образующих жидкий или твердый растворы. Таким образом, примем простейшую модель ("идеальный раствор"). На образование такого раствора компоненты *A* и *B* тратят часть своих энергетических возможностей, которые определяют как энергию смешения $\Delta_M\, f_{AB}$. Поэтому свободная энергия идеального раствора на атом составит

$$f = (1 - x)\, g_A + x\, g_B + \Delta_M\, f_{AB}\,. \qquad (4)$$

Образование идеального раствора происходит из стремления компонентов *A* и *B* уменьшить избыточ-

ную свободную энергию. Как известно, энтропия образования раствора возрастает вследствие необратимых внутренних процессов и достигает максимально возможного значения в состоянии равновесия

$$d_i^{AB} S = \Delta_M f_{AB} / T, \quad (5)$$

где T – температура, при которой образуется раствор. Энтропию смешения $d_i^{AB} S$, обусловленную "некомпенсированным преобразованием", называют также конфигурационной энтропией смешения. Известно, что конфигурационная энтропия смешивания обусловлена хаотичностью размещения атомов, может определяться как избыточная энтропия и эволюционирует так, что способна "вытекать" из системы.

Допущение о нулевом тепловыделении позволяет рассматривать образование идеального раствора изолированным процессом. Отсюда следует, что энтропия $d_e^{AB} S$, обусловленная обменом с внешней средой,

$$d_e^{AB} S = 0. \quad (6)$$

Энергия смешения возникает как следствие межатомного электронного обменного взаимодействия. При образовании раствора атомы компонентов выходят из начального состояния равновесия и, претерпевая внутреннее электронное преобразование при обмене энергией с соседями через электронное обменное взаимодействие, приходят в новое состояние равновесия, понижая свой термодинамический потенциал.

В растворе устанавливаются параметры порядка и согласно им в нем могут образоваться межатомные группы, комплексы и агрегаты. Следуя этому принципу, энтропия "некомпенсированного электронного преобразования" $d_i^{AB} S$ выражает степень упорядоченного взаимного расположения атомов. Смысл этого уточнения в том, что процессы электронного обменного межатомного взаимодействия являются обратимыми.

Пусть f_l и f_s – свободные энергии на атом жидкого и твердого идеальных растворов соответственно и в общем случае их энергии смешения на атом не равны ($\Delta_M f_{AB}^L \neq \Delta_M f_{AB}^S$), а изменение на атом энтальпии (теплоты плавления) составляет Δh^{SL}. Используя равенства (3) и (4) и опуская при этом индекс AB, получаем

$$f^L = (1-x)\, g_A + x g_B + \Delta_M f^L, \quad (7)$$

$$f^S = (1-x)\, g_A + x g_B + \Delta_M f^S + \Delta h^{SL}. \quad (8)$$

Для механической смеси компонентом имеем соответственно

$$g^L = (1-x)\, g_A + x g_B, \quad (9)$$

$$g^S = (1-x)\, g_A + x g_B + \Delta h^{SL}, \quad (10)$$

где g^L и g^S – свободные энергии на атом механической смеси компонентов A и B, находящихся в жидком и твердом состояниях.

Система компонентов A и B может быть представлена также смесью жидкого и твердого агрегатных состояний. Обозначим через λ и $(1-\lambda)$ доли жидкого и твердого состояний соответственно. Если рассматриваемая система компонентов A и B одной концентрации (одного состава), то через равенства (7)–(10) получаем

$$g_c = (1-\lambda)\, g^S + \lambda g^L, \quad (11)$$

$$f_c = (1-\lambda)\, f^S + \lambda f^L, \quad (12)$$

где g_c, f_c – средние свободные энергии на атом из механической смеси чистых компонентов и механической смеси идеальных растворов этих же компонентов соответственно. Совместно в графической форме равенства (11) и (12) показаны на рис. 2.

Пересечение вертикальной линии в точке $\lambda = 1$ с линиями $(1-\lambda) g^S + \lambda g^L$ и $(1-\lambda) f^S + \lambda f^L$ дает средние свободные энергии на атом g^L жидкого состояния (жидкой фазы) для механической смеси компонентов и f^L – образованного ими раствора. В точке $\lambda = 0$ вертикальная линия определяет соответственно аналогичные термодинамические величины, но для твердого состояния (твердой фазы). Средний участок диаграммы занимают все случаи с различными долями λ и $(1-\lambda)$ жидкой и твердой фаз.

Построенная диаграмма представляет собой пример описания термодинамического состояния сложной системы, имеющей большое число элементов (атомов) и большое число их взаимосвязей.

Во-первых, составными частями диаграммы являются четыре основные энергетические состояния системы: два в виде механической смеси исходных компонентов и два, когда компоненты взаимодействуют между собой с образованием растворов. Величины g^L, g^S и f^L, f^S выражают плотность свободной энергии этих основных состояний. Поскольку данные величины характеризуют энергетическое наполнение, то соответственно являются фазовыми переменными этой системы. Энергетическое наполнение системы изменяется с изменением долей жидкой и твердой фаз. Эта информация выражается через фазовые переменные g_c и f_c. Она охватывает все возможные равновесные ситуации двух агрегатных состояний – жидкого и твердого.

Во-вторых, диаграмма позволяет оценивать отклонение от состояния равновесия. Такими параметрами являются величины $\Delta_M f^L$ и $\Delta_M f^S$ – плотности энергии смешения образования жидкого и твердого растворов. Разнообразие при рассмотрении отклонений от состояния равновесия становится больше, если к совокупности обозначенных фазовых переменных доба-

вить величину, характеризующую плотность энергии электронного обменного межатомного взаимодействия. Эта величина отражает свойства только части системы. Она способна влиять на ее поведение – изменение состояния системы при смене одного агрегатного состояния другим. На диаграмме этот параметр не отражен. Очевидно, что это сложный энергетический параметр, с которым связано переохлаждение и устойчивость метастабильного расплава. Диаграмма позволяет вводить параметры, отражающие состояние компонентов, что еще более расширяет рассмотрение взаимосвязей между ними.

В-третьих, информация, получаемая из рассмотрения отклонений от равновесия, важна тем, что характеризует действующие силы и дает основание рассматривать условия, способные определять поведение системы в сильно неравновесных ситуациях.

Очевидно, что в точке $\lambda = 1$ образование жидкого раствора из механической смеси компонентов будет происходить самопроизвольно, даже если система изолирована. В этом случае свободная энергия на атом механической смеси компонентов g^L понижается необратимым процессом до величины f^L. Однако если система не изолирована, то параллельно с образованием жидкого раствора может происходить образование твердого раствора. Этот второй процесс целиком определяется обменом теплотой с внешней средой.

Главное значение совместного рассмотрения процессов образования двух видов раствора состоит в том, что движущую силу способны создать только такие экстенсивные переменные, как g_A и g_B – свободные энергии частиц механической смеси. Формальная основа для такого вывода следует из уравнения (7): свободная энергия $\Delta_M f^L$, потраченная на образование жидкого раствора, создает энергетический барьер в виде дефицита свободной энергии ($f^L < g^L$).

Предложенный способ выражения термодинамического состояния системы, связанного с изменением ее атомно-кристаллической структуры, позволяет иметь явные выражения для свободных энергий механической смеси, идеального жидкого ($\lambda = 1$) и идеального твердого ($\lambda = 0$) растворов в состоянии их равновесия. Средняя свободная энергия смешения жидкого состояния несколько больше средней свободной энергии смешения твердого состояния того же химического состава сплава или

$$\Delta_M f^L > \Delta_M f^S . \qquad (13)$$

Из равенств (7), (8) и условия (13) следует, что

$$(f^S + \Delta h^{SL}) - f^L > 0 . \qquad (14)$$

Так как равенства (7), (8) и условие (13) отражают равновесные свойства, то неравенство (14) предсказывает возможность появления неравновесности при подводе теплоты и соответственно переход твердого агрегатного состояния в жидкое.

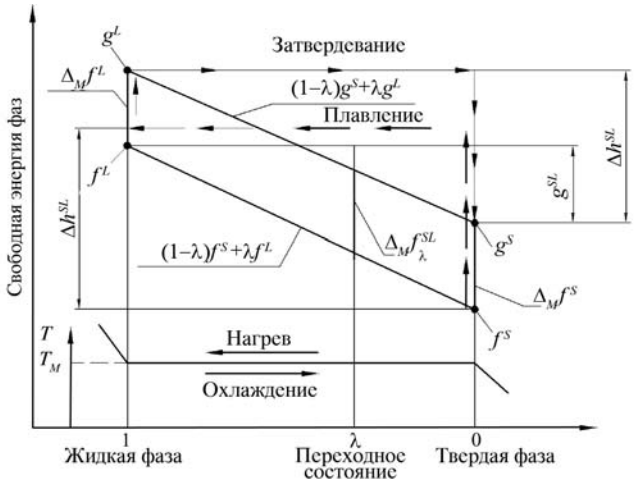


Рис. 2. Диаграмма свободной энергии идеальной двухкомпонентной двухфазной системы

Устойчивость отдельных локальных микрообъемов твердого раствора нарушается, в то время как основная часть смеси твердого и жидкого растворов будет устойчивой системой, поскольку $f_c < f^L$ во всем диапазоне значений λ от 0 до 1. При подводе теплоты доля жидкого раствора увеличивается и при $\lambda = 1$ вся система становится жидкой. Этот фазовый переход на рис. 2 имеет указатель "плавление". Процесс "плавление" имеет следующие свойства:

$$f^S = \text{const}; \quad f^L = \text{const}; \qquad \Delta h^{SL} > 0; \quad \lim f_{c/\lambda=1} = f^L . \qquad (15)$$

Монотонное стремление свободной энергии смеси растворов f_c к свободной энергии жидкого состояния f_L доказывает, что плавление сплава должно происходить без перегрева.

Рассматривая свойства жидкого и твердого идеальных растворов, выделим пороговую (метастабильную) область, для которой в состоянии равновесия разность свободных энергий на атом жидкого и твердого растворов меньше энтальпии плавления на атом,

$$(f^L - f^S) < \Delta h^{SL} . \qquad (16)$$

Сущность неравенства (16) в том, что жидкое состояние способно иметь при равновесной температуре плавления $T_{пл}$ некоторый дополнительный резерв (запас) свободной энергии. Можно принять, что этот резерв свободной энергии способен обеспечивать в пределах пороговой области электронные обменные межатомные связи на том же уровне плотности свободной энергии, которые были определены способностью реа-

гентов *A* и *B* образовывать жидкий раствор. Таким образом, при исчерпании этого резерва свободной энергии атомы реагентов *A* и *B* теряют способность поддерживать между собой обменные орбитальные связи, а с появлением неравновесности прекращают взаимодействовать. Известные экспериментальные факты позволяют связать прекращение взаимодействия атомов с сегрегацией – явлением, которое всегда сопровождает затвердевание металлов и сплавов.

Такой физический подход к природе обменных орбитальных межатомных связей в металлах и сплавах содействует пониманию, что при сегрегации металлический раствор (расплав) распадется на смесь чистых реагентов, а энергия смешения $\Delta_M f^L$, которая была скрыта, становится некомпенсированной. Эта энергия, являясь потенциальной энергией, в теплоту не переходит, но может совершить работу *A* диффузионного перераспределения атомов реагентов.

Нарушенное равновесие может быть восстановлено путем локального диффузионного перераспределения (ликвации частиц). Поэтому в расплаве в пределах локальных объемов температура и концентрация реагирующих веществ стремятся к вполне определенным величинам. Из этого следует, что процесс "затвердевание" имеет следующие свойства:

$$\begin{aligned} &\Delta h^{SL} < 0; \ \ \Delta_M f^L = A; \\ &f^L + A > \Delta h^{SL} + f^S; \ \ \lim f_{c/\lambda=0} = f^S. \end{aligned} \qquad (17)$$

Градиент плотности некомпенсированной энергии $\Delta_M f^L$ создает движущую силу, которая содействует установлению нового локального концентрационного равновесия. Работа движущей силы сохраняется при частицах (атомах) в виде энергии активации диффузии *A*. В местах скоплений частиц плотность энергии ($f^L + A$) повышается до плотности чистых компонентов и это открывает возможность для новых межатомных взаимодействий. Их результатом становится превращение части свободной энергии Δh^{SL} в теплоту. Тем самым между ближайшими соседями усиливается взаимодействие посредством центральных сил. В этом случае необратимые процессы приводят к новым пространственно-временным структурам.

Из условия (17) следует, что решающим фактором появления движущей силы является неравновесность, смещающая термодинамическое состояние расплава за пределы пороговой области. За неравновесностью следует необратимость, контролирующая образование пространственно-временных структур от атомного до микрометрового масштаба. Поэтому она способна играть конструктивную роль в формировании структуры сплава, затвердевающего в сильнонеравновесных условиях. Роль движущей силы в формировании атомарно-кристаллической структуры существенно уточняется при исследовании временной и пространственной картин затвердевания.

Временная картина затвердевания представлена на рис. 3 двумя способами: табличным и диаграммой переходов. Сложность с разработкой временной картины начинается с определения логических временных интервалов и логических переменных, характеризующих соответственно внешнее воздействие и изменение термодинамического состояния расплава.

Принятый ниже способ выражения условий фазовой перестройки построен на том, что для последовательных интервалов времени термодинамическое состояние расплава может быть выражено последовательностью изменения плотности свободной энергии. Границы интервалов представлены вертикальными линиями, а изменение плотности свободной энергии – наклонными.

Временные интервалы рассматриваются логическими и им ставятся в соответствие логические переменные термодинамического состояния: x_1, x_2, x_3, x_4. Каждая из этих переменных принимает только два значения: 0 и 1. Чтобы они могли быть предметом рассмотрения, в таблице каждой из них отводится горизонтальная строка. Толстая горизонтальная линия в строке означает, что соответствующая переменная состояния равна единице. Дополнительно введена строка для переменной *z*, чтобы иметь границы периода охлаждения. Приняли, что переменная $z_1 = 1$ в течение периода охлаждения.

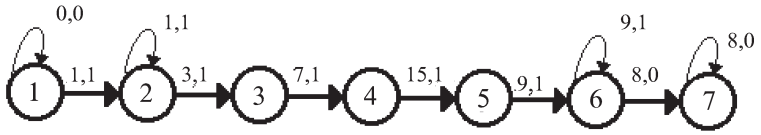
Определим логические переменные состояния расплава. Значение переменной $x_1 = 1$ указывает, что охлаждение переводит систему в неравновесное состояние. Если $x_2 = 1$, то неравновесная система становится метастабильной. При $x_3 = 1$ в неравновесной метастабильной системе возникают микрозоны, расплав которых теряет устойчивость. Значение $x_4 = 1$ указывает, что эволюция возможных неустойчивых состояний микрозон ведет к образованию твердой фазы. Чтобы иметь десятичный эквивалент состояния системы, переменной *z*, и переменным x_1, x_2, x_3, x_4 назначены весовые коэффициенты.

Кинетика поведения отображается двумя числами, первое из которых определяет состояние внешнего воздействия, а второе – это состояние самой системы, выраженное через изменение значений логических переменных с учетом их весовых коэффициентов. В графической форме кинетика поведения отображается дополнительно в виде диаграммы перехода (см. рис. 3, *б*). Каждому временному интервалу на диаграмме отводится кружок с его номером. Из кружков выходят стрелки, над которыми проставляются оба числа. Те стрелки, которые выходят и входят в тот же кружок, определяют устойчивое состояние системы. Все остальные стрелки определяют переход в другое внутреннее состояние. Этот переход происходит по границам временных интервалов.

При охлаждении нормальная устойчивая система становится неравновесной. Такими временными интервалами в данном примере являются второй и шестой. Между ними находятся интервалы, когда система становится неустойчивой и происходит ее перестройка.

Временные интервалы			1	2	3	4	5	6	7
Состояние системы			Устойчивое, равновесное, переохлажденное	Устойчивое, неравновесное	Метастабильное, неравновесное, сегрегация	Метастабильное, неравновесное, ликвация	Метастабильное, неравновесное, затвердевание	Устойчивое, неравновесное	Устойчивое, равновесное
Изменение значений термодинамических фазовых переменных	g^L								
	f^L								
	$f^L_п$								
	$f_с$								
	f^S								
Кинетика поведения	Среда		0	1	1	1	1	1	0
	Система		0	1	3	7	15	9	8
Изменение значений логических переменных	z_1	1							
	x_1	1							
	x_2	2							
	x_3	4							
	x_4	8							

а)



б)

Рис. 3. Способы выражения условий, определяющих кинетику затвердевания расплава:
а – табличный способ; *б* – диаграмма переходов

Таким образом: 1) появляется действующая сила; 2) действующая сила придает неустойчивому метастабильному расплаву как термодинамическому материальному объекту новую пространственную структуру (рис. 4).

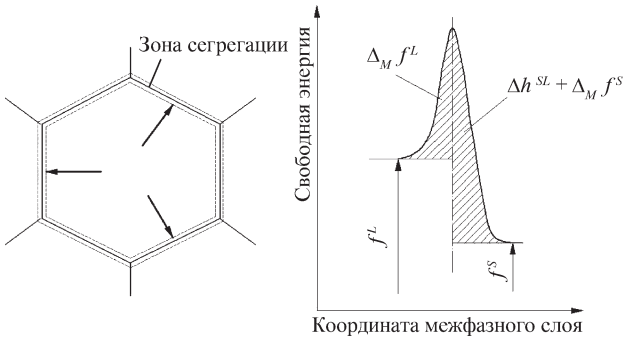
Наиболее универсальными являются октаэдрические элементы. Это временная геометрическая структура является результатом нарушения взаимодействия частиц (атомов) друг с другом. Механизм перестройки состоит в том, чтобы освободить октаэдрический микрообъем от частиц, которые мешают другим частицам устойчиво взаимодействовать между собой.

Действующая сила находит им новое место по границам микрообъемов и они дополнительно активируются этой термодинамической силой, поскольку работа диффузионного переноса не переходит в теплоту. Когда в новом месте – зоне сегрегации их концентрация и плотность энергии активации достигают пороговых значений, то для них открывается возможность взаимодействовать, но уже с новыми соседями.

Зона сегрегации становится межфазной границей. Электронное межатомное взаимодействие является сверхбыстрым и межфазная граница устанавливается практически мгновенно. Поэтому не возникает сложности с определением уровня межфазной энергии. Она определяется по равновесной диаграмме (см. рис. 2).

Заключение. Плавление и затвердевание металлов и сплавов относят к явлениям с поглощением и выделением теплоты и стремятся их познать с помощью термодинамического метода. Эта цель достигается представлением металла и сплава термодинамической системой, наделенной соответствующими параметрами состояния. Однако не удается получить удовлетворительное описание равновесия двух агрегатных состояний – жидкого и твердого.

При решении этого вопроса постулируется, что в равновесии термодинамические потенциалы фаз должны быть равны между собой. Другой путь основан на использовании методов статистической термодинамики. Но в случае металлов и сплавов его применение существенно ограничено, так как выбираемое межатомное взаимодействие является очень неточным приближением к реальным силам связи. Работы подобного рода в значительной мере способствовали пониманию как из хаотичного взаимного расположения частиц (атомов) может самопроизвольно возникать по-



а) *б)*

Рис. 4. Элементы структуры неустойчивой зоны:
а – октаэдрический фрагмент; *б* – избыток свободной энергии в межфазном слое

рядок путем взаимной перестройки и при изменении взаимодействия.

В первую очередь потребовалось разобраться и выделить в межатомном взаимодействии реальные силы связи, отвечающие за образование металлического раствора и его свойства. Затронутые вопросы оказались связаны с обменными орбитальными связями, возникающими при перекрывании внешних заполненных оболочек атомов (ионов). Изменение в таких связях объясняют полиморфные модификации, происходящие в кристаллических структурах, способность к образованию соединений и изменения в физико-химических свойствах.

Все изменения в электронном межатомном взаимодействии контролируются через энергию смешения. Более того, эти изменения являются сверхбыстрыми. Поэтому свободная энергия, которая при этом связывается и затем при определенных условиях освобождается, в теплоту не превращается.

На этой основе стало возможно объяснить происхождение равновесных состояний системы из двух компонентов, способных образовать идеально жидкий и идеально твердый раствор и представить свободную энергию равновесных состояний в виде диаграмм. Из диаграммы стали понятны те условия, которые требуются при перестройке одного равновесного состояния в другое, те силы и те процессы, которые способны обеспечить перестройку.

Сложность оказалась в определении термодинамической системы с определения ее частиц и взаимоотношений их друг с другом. Благодаря этому стало возможно, используя термодинамический метод, в котором основополагающим является закон сохранения энергии, разобраться в том, что же такое равновесное существование жидкого и твердого агрегатных состояний металлического раствора одной концентрации. Опираясь на разработанную диаграмму равновесия твердо-жидкого состояния, возможно предсказать действующую термодинамическую силу в неравновесной ситуации, как действует эта сила, как возникает самоорганизация перестройки и какие изменения происходят с частицами.

Диаграмма равновесий допускает трактовку в чисто микроскопических и чисто макроскопических терминах (на частицу и на моль вещества). Поэтому она может быть платформой для разработки термодинамического аппарата, рассматривающего кинетику превращения параллельно на соответствующих уровнях.

Движущей силой, создающей перестройку атомов, рассматривается разность химических потенциалов в исходном и конечном агрегатных состояниях (фазах). Перестройка связана с отрывом атомов от одной фазы и присоединением к другой, что требует преодоления энергетического барьера. Перестройка происходит в результате тепловой флуктуации. Отсутствие удовлетворительной модели жидкого состояния не позволяет решать проблему генерации движущей силы, которая концентрирует зарождение и развитие фазового превращения. Поэтому в математических разработках фазового превращения используются не реалистичные модели и точный количественный расчет процессов зарождения и роста кристаллов в настоящее время затруднен [1].

Необходим новый подход к проблеме генерации движущей силы. Расчет энергии межатомных связей различных структур является трудной задачей. Тем не менее при описании равновесного состояния в некоторых благоприятных случаях удается получить объяснение, почему одна структура должна быть стабильнее другой.

Для плавления и затвердевания такой случай может иметь место, если сплав представить физической моделью из двух компонентов, реагирующих между собой, и продуктом их реакции становится одной концентрации как жидкий, так и твердый идеальные растворы. В таком благоприятном случае равновесие между двумя растворами одной концентрации можно оценивать на основе значения их термодинамических потенциалов.

При отсутствии равновесия стремление системы уменьшить избыточную энергию создает движущую силу. Действие движущей силы простирается на определенную глубину. Смещая атомы из равновесных положений, движущая сила в неравновесной ситуации самопроизвольно изменяет физические свойства среды предпочтительно таким образом, чтобы перестройка происходила локально и была направлена на образование новых равновесных структур.

В том виде, как это сделано в настоящей работе, модель плавления и модель затвердевания способны приводить к многочисленным приложениям в литейном производстве и металлургии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей. М.: МИСИС, 2001. 632 с.

2. **Пригожин И., Кодепуди Д.** Современная термодинамика. От тепловых двигателей до диссипативных структур. М.: Мир, 2002. 461 с.

3. **Семёнов В.И.** Устойчивость и критические явления при затвердевании металлов // Технология металлов. 2012. № 2. С. 28–34.

4. **Семёнов В.И.** Движущая сила атомных переходов при затвердевании металлов // Технология металлов. 2012. № 8. С. 14–20.

Вячеслав Иванович Семёнов, канд. техн. наук,
semenov-v-i@mail.ru

УДК 621.74

А.Н. Грачёв, В.А. Коровин, И.О. Леушин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),*
Н.А. Смирнова *(ОАО "ГАЗ")*

Концепция рециклинга отходов в литейно-металлургических технологиях и ее реализация на предприятиях Нижегородского региона*

Показана актуальность переработки, утилизации и рециклинга промышленных отходов. Приведен алгоритм реализации разработанной концепции рециклинга отходов в литейно-металлургических технологиях. На основе данных о химическом составе и свойствах ряда промышленных отходов предприятий "Группы ГАЗ" обоснованы возможности и намечены пути их использования в литейном производстве, приведены принципиальные схемы по каждому из рабочих вариантов.

Ключевые слова: промышленные отходы; переработка; утилизация; рециклинг; шламы; пыль; порошки; литейно-металлургические технологии.

Topicality of factory waste's conversion, utilization and recycling is shown. Conception's realization algorithm of factory waste's recycling in casting-metallurgy technologies is given. Based on chemical composition and properties, abilities of group GAS's some factory wastes' use in a casting processes are justifies. Schematic configurations of factory waste's use are proposed.

Keywords: industrial wastes; treatment; utilization; recycling; mud; dust; powder; casting-metallurgy technologies.

В настоящее время большое число предприятий сталкиваются с проблемами утилизации и переработки отходов собственного производства. Зачастую подобные вопросы решаются захоронением отходов на свалочных полигонах. Для предприятий это связано со значительными финансовыми затратами на содержание и обслуживание полигонов, оплату штрафов за нарушение условий хранения. Наличие и постоянное пополнение свалочных полигонов отходами промышленного производства ухудшает экологическое состояние окружающей среды.

Эти факты заставляют предприятия искать пути использования собственных производственных отходов. В частности, известно большое количество примеров применения промышленных отходов в народном хозяйстве, связанных с жилищным и дорожным строительством, сельским хозяйством, производством товаров народного потребления. Однако эти направления неприемлемы для широкого круга номенклатуры промышленных отходов в силу разнообразия их химического состава, технологических свойств, класса опасности, необходимости предварительной подготовки и ряда других причин.

Довольно часто промышленные отходы обладают признаками возможного вторичного использования в других, преимущественно смежных отраслях производства. Этот факт в совокупности с расширением сырьевой базы для литейного и металлургического производств в виде новых, недорогих, недефицитных и функциональных материалов уже более десяти лет является основой одного из направлений научной работы кафедры "Литейно-металлургические процессы и сплавы" (ЛМПС) Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева (НГТУ).

В рамках этого направления разрабатывается концепция рециклинга техногенных отходов в *литейно-металлургических технологиях* (ЛМТ) и соответствующий алгоритм реализации:

- анализ первичной информации о состоянии и химическом составе отходов производства;
- выделение в составе отходов веществ, перспективных для использования в ЛМТ;
- оценка необходимости подготовки отходов для использования в ЛМТ и анализ ее экономической эффективности;
- проверка технологичности отходов как материалов, предполагаемых к использованию;
- лабораторные испытания предлагаемых разработок;
- оценка экологической безопасности использования отходов в ЛМТ;
- промышленное опробование разработок в условиях действующих производств.

Истоками развития концепции рециклинга техногенных отходов в ЛМТ стали примеры успешного вы-

* Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках проекта по договору № 02.G25.31.0006 от 12.02.2013 г. (постановление Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 года № 218).

полнения исследовательских работ сотрудниками кафедры ЛМПС, а именно:

• использование шлака, образующегося при переплаве вторичных алюминиевых сплавов (алюмошлака) в качестве: огнеупорного наполнителя противопригарных покрытий литейных форм и стержней для стального и чугунного литья [1] и раскислителя при плавке стали [2];

• применение шламов гальванического производства в составах противопригарных покрытий [3] литейных форм и стержней для стального литья;

• использование отходов целлюлозно-бумажного производства для улучшения выбиваемости формовочных смесей на жидкостекольном связующем [4];

• применение ваграночного шлака для изготовления пенокерамических фильтроэлементов для рафинирования силуминов [5];

• использование шламовых отходов производства поливинилхлорида в составах литейных формовочных и стержневых смесей, зернистых фильтров для рафинирования силуминов, в качестве футеровочного материала для обмазки литейных ковшей [6].

Одним из последних примеров практической реализации данной концепции является решение вопроса вторичного использования некоторых отходов предприятий "Группы ГАЗ".

Для первоочередной проработки представителями предприятия были предложены: гальванические шламы, отходы лакокрасочных средств, шламы селитровых ванн, шлам закалочных баков, шлам соляных ванн, абразивная пыль и порошок от шлифования черных металлов (с содержанием металла менее 50 %).

Первичная информация по данным отходам об их химическом составе, классу опасности, среднегодовому объему образования приведена ниже.

Гальванические шламы представляют собой рыхлую пасту светло-коричневого цвета с визуально определяемым высоким содержанием влаги. Отходы относятся к 3-му классу опасности – вещества умеренно опасные. Годовой выход шламов составляет 373,05 т (среднее количество по данным статистических отчетов предприятий "Группы ГАЗ" за 2009–2011 гг.). Компонентный состав отхода, %: твердая фаза, в том числе Pb 0,02; Zn 6,21; Cu 2,36; Ni 0,64; Fe 1,07; Cr 0,56; нефтепродукты 0,24; гашеная известь 20,7; вода 68,2.

Отходы лакокрасочных средств представляют собой плотные куски серого материала средней влажности практически без запаха, с большим количеством свободной воды в транспортировочной емкости. Отходы относятся к 4-му классу опасности – вещества малоопасные. Годовой выход составляет 627,7 т. Компонентный состав отхода, %: эмаль МЛ-12 50; солидол 35; бумага (пленка), механические примеси: 15; бумага 12; песок (SiO_2) 3.

Состав эмали МЛ-12, %: сольвент 25; ксилол 15,75; бутанол 16,5; бутилцеллозольв 0,75; пигмент 42 (углерод технический 2,1; сажа газовая 2,1; TiO_2 37,8).

Шламы селитровых ванн представляют собой пасту коричневого цвета высокой плотности с низкой влажностью и характерным запахом. Отход относится к 3-му классу опасности. Годовой выход составляет 5,12 т. Компонентный состав отходов представлен в двух вариантах:

1) вода 0,73 %; нефтепродукты 0,073 %; натрия нитрат 50 %; калия нитрат 30 %; железо металлическое 10 %; оксид натрия карбонат 9,09 %; гидроксид цинка (в пересчете на Zn^{2+}) 0,031 %; гидроксид хрома (в пересчете на Cr^{3+}) 0,032 %;

2) нефтепродукты 0,073 %; свинец 0,003 %; цинк 0,03 %; медь 0,053 %; никель 0,09 %; железо 9,79 %; марганец 0,098 %; нитрат натрия 60 %; окалина 29,8 %. Второй вариант относится к придонному осадку шламов селитровых ванн.

Шлам закалочных баков представляет собой эмульсию отработанного масла с включениями кристаллов гидроксидов и окалины с характерным запахом гари. Отход относится к 3-му классу опасности. Годовой выход составляет 98,77 т. Компонентный состав отхода, %: вода 5,35; натрия гидроксид 15,67; нефтепродукты 9,76; железо металлическое, оксид 68,5; гидроксид цинка (в пересчете на Zn^{2+}) 0,053; гидроксид хрома (в пересчете на Cr^{3+}) 0,02; меди гидроксид 0,1; гидроксид никеля (в пересчете на Ni^{2+}) 0,11; гидроксид марганца (в пересчете на Mn^{2+}) 0,074.

Шлам соляных ванн представляет собой крупные куски прочной спекшейся массы с выступающими белыми кристаллами соли и практически отсутствующими следами влаги. Отход относится к 3-му классу опасности. Годовой выход составляет 9,43 т. Компонентный состав шлама, %: железо металлическое, оксид 22,9; натрия хлорид 10; калий хлористый 10; магния хлорид 9,67; уголь древесный 10; хрома окись 0,026; вода 0,072; бария карбонат 36,601; марганца окись 0,083. Соляные ванны предназначены для термической обработки заготовок, деталей в расплаве солей при температуре до 1000 °С.

Абразивная пыль и порошок от шлифования черных металлов представляет собой сыпучий материал черного цвета со следами температурного воздействия в виде окисленной поверхности частиц. Отход относится к 4-му классу опасности. Годовой выход составляет 343,67 т. Компонентный состав отхода, %: абразивная пыль, окалина 75; нефтепродукты 2; вода 23.

Программа лабораторных исследований первого этапа работы включала в себя определение: влажности (ГОСТ 29234.5–91); водородного показателя; насыпной плотности; изменения массы при прокаливании (ГОСТ 2642.2–86); гигроскопичности (ГОСТ 23409.10–78 с подбором массы сыпучих проб по ГОСТ 2642.1–86).

В результате ее выполнения была получена информация, представляющая практический интерес для оценки возможностей применения данных материалов в ЛМТ.

Гальванические шламы. По классификации В.М. Макарова [7] рассматриваемые отходы можно отнести ко второй группе – шламы после реагентной очистки сточных вод при использовании в качестве защелачивающего реагента "известкового молока". Основные характеристики, выявленные по результатам лабораторных исследований: влажность 82,2 %; pH = 7; насыпная плотность 963 кг/м^3; изменение массы при прокаливании 70,33 %; гигроскопичность 0 %.

Отходы лакокрасочных средств. Влажность 28,4 %; pH = 7; насыпная плотность 767 кг/м^3; изменение массы при прокаливании не определяли, так как уже при температурах сушки (105...110 °С) материал, теряя влагу, приобретал вид густой краски; гигроскопичность 0 %.

Шламы селитровых ванн. Влажность 10,06 %; pH = 10; насыпная плотность 1337,6 кг/м^3; изменение массы при прокаливании 33,2 %; гигроскопичность 6,5 %.

Шлам закалочных баков. Влажность 2,76 %; pH = 5; насыпная плотность 1053 кг/м^3; изменение массы при прокаливании 84,33 %; гигроскопичность 4 %.

Шлам соляных ванн. Влажность 0,64 %; pH = 9; насыпная плотность 1594 кг/м^3; изменение массы при прокаливании 12,67 %; гигроскопичность 1 %.

Абразивная пыль и порошок от шлифования черных металлов. Влажность 0,5 %; pH = 5; насыпная плотность 1848,2 кг/м^3; изменение массы при прокаливании 3,33 % (увеличение массы); гигроскопичность 0,5 %.

На втором этапе работы определяли научно обоснованные варианты вторичного применения отходов в ЛМТ.

Гальванические шламы. Высокое содержание в гальваническом шламе гидроксида кальция (гашеной извести) позволило выбрать рабочий вариант его использования в литейном производстве – в качестве шлакообразующего материала при плавке стали и чугуна (как альтернатива известняку) после брикетирования.

Принципиальная схема подготовки материала к вторичному применению в производственной технологии по выбранному варианту: дробление; сушка; смешивание; прессование; увлажнение; формовка.

Отходы лакокрасочных средств. Основную долю в отходах лакокрасочных средств ОАО "ГАЗ" составляет эмаль МЛ-12. Согласно ГОСТ 9754–76 эмали МЛ-12 – суспензия пигментов в растворах алкидных и меламино-формальдегидных смол в органических растворителях.

Функцию связующего в составах эмали МЛ-12 выполняет пленкообразователь – касторовое или кокосовое масло. Роль пластификатора, способствующего снятию внутренних напряжений в пленке, увеличению долговечности покрытия, повышению его эластичности и адгезионной способности, играет алкидная смола. Такие соединения, как: сольвент, ксилол, бутанол, бутилцеллозольв являются компонентами комплексных растворителей и разбавителей, например, РЭ-1В и РЭ-2В (ГОСТ 18187–72), применяемых для подготовки эмали МЛ-12 к нанесению на окрашиваемую поверхность.

Таким образом, отходы лакокрасочных средств в виде эмали МЛ-12 наполовину по массе представляют собой готовую основу самовысыхающих противопригарных покрытий литейных форм и стержней для стального и чугунного литья, уже имеющую в своем составе связующее и технологические добавки. Это направление и стало рабочим вариантом использования отходов лакокрасочных средств в ЛМТ.

Принципиальная схема рециклинга по указанному варианту: смешивание в технологически обоснованных пропорциях отходов лакокрасочных средств с растворителем и огнеупорным наполнителем; перемешивание готовых составов в течение определенного времени; при необходимости очистка от крупных механических примесей.

Шламы селитровых ванн. Анализ химического состава шламов селитровых ванн и его свойств позволил выделить рабочий вариант их промышленного опробования в виде придонного осадка в качестве компонента шихты при проведении плавки чугуна в вагранке. Этот выбор обусловлен наименьшими энерго- и трудозатратами, экологичностью процесса, отсутствием необходимости изменений действующей технологии.

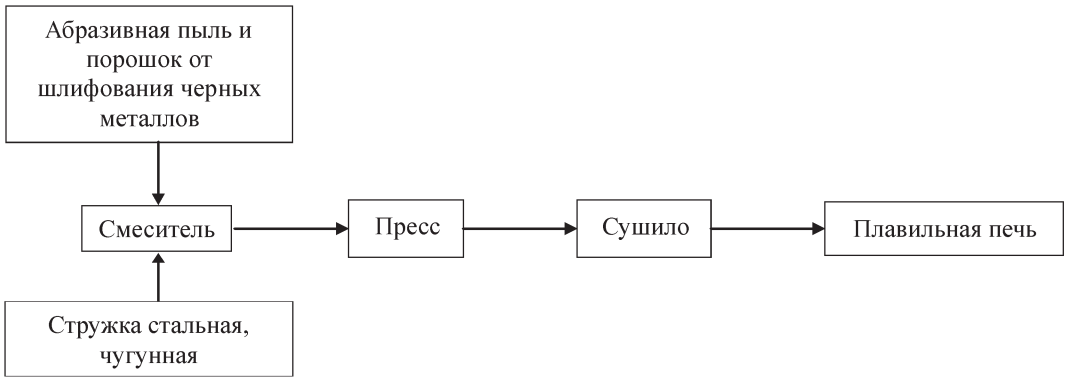


Рис. 1. Схема брикетирования абразивной пыли и порошка от шлифования черных металлов

Предпосылками рабочего варианта применения шламов селитровых ванн в ЛМТ стали металлургические возможности некоторых плавильных печей в сочетании с их достаточной производительностью. К таким агрегатам относятся печи шахтного типа, например, вагранки, используемые для извлечения железа из шихтовых материалов и выплавке чугуна [8].

Решающим фактором в пользу выбранного рабочего варианта стала возможность использования при плавке в вагранках значительной доли кусковых, мелкодисперсных, твердых, сухих и влажных техногенных материалов после предварительной подготовки в совокупности с их широкими возможностями по восстановлению железа из его оксидов.

Принципиальная схема рециклинга по рабочему варианту: для обезвоживания придонный осадок нагревают и выдерживают при температуре не выше 100...350 °С для получения порошка-полуфабриката; порошок-полуфабрикат и 3 % жидкого стекла при смешивании дают шликер, который заливают в формы и нагревают (или продувают углекислым газом) до образования монолитных брикетов; полученные брикеты применяют для подшихтовки при проведении вагранoчной плавки чугуна.

Шлам закалочных баков. В качестве рабочего варианта вторичного применения шламов закалочных баков в ЛМТ выбрано их использование в качестве технологической добавки к составам формовочных и стержневых смесей на синтетических смолах горячего и холодного твердения.

Предпосылками к этому стало наличие в составах шламов оксидов железа и масла [9]. Это позволит снизить себестоимость смесей, а при определенных условиях повысить их технологичность. Например, при изготовлении стержней из холодно-твердеющих смесей по Cold-box-amin-процессу для предупреждения появления ситовидной пористости и ужимин на отливках в смесь вводят 0,1...0,7 % оксида железа в виде железоокисного пигмента. Эта добавка препятствует выделению блестящего углерода при разложении полиизоцианата, ведущему к складчатости на поверхности чугунных отливок.

Наличие масел в составе шлама закалочных баков может способствовать повышению выбиваемости стержней для отливок из алюминиевых сплавов, а гидроксид натрия может служить регулятором значения водородного показателя смесей.

Принципиальная схема рециклинга по рабочему варианту: смешивание в технологически обоснованных пропорциях отходов закалочных масел со связующим материалом, огнеупорным наполнителем и вспомогательными материалами; получение образцов; определение технологических свойств смеси.

Шлам соляных ванн. Рабочим вариантом использования шлама соляных ванн в ЛМТ стало применение его в качестве наполнителя зернистых фильтров для рафинирования алюминиевых расплавов.

Предпосылками к выбору этого направления послужили:

1) наличие в составе шлама солей натрия и калия, которые могут оказать на алюминиевые сплавы рафинирующий и модифицирующий эффект;

2) простота подготовительных операций – шлам хорошо дробится и просеивается на любые технологически необходимые фракции для выполнения функций наполнителя зернистых фильтров.

Принципиальная схема рециклинга по рабочему варианту: получение информации о марке и массе фильтруемого алюминиевого расплава; расчет размеров гранул наполнителя зернистого фильтра, толщины слоя засыпки, ресурса его работы; размол шлама соляных ванн и просев через сито с ячейкой нужной крупности частиц; сушка подготовленных гранул шлама; засыпка в воронку с дном, выполненным из стеклоткани (кремнеземистой сетки) или металлической сетки, окрашенной защитным составом; подогрев фильтра до технологически необходимой рабочей температуры; фильтрация алюминиевого расплава; выбивка фильтра.

Абразивная пыль и порошок от шлифования черных металлов. Абразивная пыль и порошок от шлифования черных металлов содержит в своем составе большое количество металла (до 50 %). Эти данные позволили выбрать рабочим вариантом использования данного отхода в ЛМТ как шихтового материала при плавке чугуна и стали после его предварительного брикетирования.

Выбор плавильного агрегата в данном случае может быть обусловлен видом металла в составе этих отходов. Если преобладает металлическая пыль, то эти отходы могут быть использованы практически во всех видах плавильных печей при получении чугуна и стали. Если при шлифовании образуется большое количество оксидов, то в качестве плавильного агрегата может быть выбрана вагранка, как обладающая широкими возможностями по восстановлению железа из его оксидов, а получаемый при этом сплав – чугун.

Принципиальная схема рециклинга по рабочему варианту представлена на рисунке.

В настоящее время предложенные рабочие варианты рециклинга отходов предприятий "Группы ГАЗ" проходят промышленное опробование. Отметим наличие первых положительных результатов в отношении гальванических шламов, шламов соляных ванн, абразивной пыли и порошка от шлифования черных металлов, показавших работоспособность предложенных принципиальных схем.

Заключение. На сегодняшний день для многих предприятий являются актуальными вопросы утилизации и переработки промышленных отходов. Наличие в составах техногенных отходов потенциально полезных веществ для некоторых отраслей производства, в частности литейно-металлургического, позволяет обновлять их сырьевую базу недорогими и функциональными материалами. Опыт применения со-

трудниками кафедры ЛМПС НГТУ промышленных отходов в ЛМТ привел к разработке концепции рециклинга техногенных отходов, опробование которой на постоянно обновляющемся опытном материале подтверждает ее состоятельность и совершенствует ее основные положения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Грачев А.Н., Леушин И.О.** Эффективные противопригарные покрытия литейных форм стального и чугунного литья на основе шлаков металлургии вторичного алюминия // Черные металлы. 2008. № 8. С. 11–14.

2. **Коровин В.А., Леушин И.О., Героцкий В.А.** Применение алюмошлака при плавке стали в основной мартеновской печи // Теория и технология металлургического производства: межрегиональный сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. Вып. 9. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ им. Г.И. Носова", 2009. С. 58–64.

3. **Противопригарные** покрытия на основе отходов гальванического производства для стальных отливок / И.О. Леушин, С.В. Беляев, И.С. Крюкова, И.В. Казакова // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 1. С. 12–14.

4. **Леушин И.О., Маслов К.А., Миронычев А.Е.** Пути повышения технологичности жидкостекольных смесей // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 2. С. 8–11.

5. **Леушин И.О., Рощин М.И., Янбаев Р.М.** Применение вагранoчного шлака для изготовления фильтроэлементов при рафинировании расплавов силуминов // Сб. тез. докл. Верхняя Пышма: Изд-во УГТУ–УПИ, 2001. С. 152–154.

6. **Леушин И.О., Грачев А.Н., Алексеенко А.Л.** Применение отходов производства поливинилхлорида в литейно-металлургических технологиях // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 3. С. 3–7.

7. **Макаров В.М.** Комплексная утилизация осадков сточных вод гальванических производств (гальваношламов): дис. ... д-ра техн. наук. Иваново, 2001. 406 с. URL: http: //murzim.ru/nauka/jekologija/jekologicheskaja-geohimija/25356-othody-galvanicheskihproizvodstv-galvanoshlamy.html. (дата обращения 02.05.2013).

8. **Рециклинг** металлургических шламов в литейно-металлургическом комплексе / В.А. Коровин, И.О. Леушин, С.В. Беляев, В.К. Седунов, П.А. Слузов // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 4. С. 8–9.

9. **Технология** литейного производства: формовочные и стержневые смеси: учеб. пособие для вузов / под ред. С.С. Жуковского, А.Н. Болдина, А.И. Яковлева, А.Н. Поддубного, В.Л. Крохотина. Брянск: Изд-во БГТУ, 2002. 470 с.

Александр Николаевич Грачёв, канд. техн. наук;
Валерий Александрович Коровин, д-р техн. наук;
Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,
lmp@nntu.nnov.ru;
Наталья Александровна Смирнова, канд. с.-х. наук

УДК 669.295

В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет)*,
Б.С. Денисов, А.И. Лопаткин, В.А. Зеленский, А.О. Крымов *(РСК "МиГ")*

Технологические особенности вварки двухслойных панелей в каркас баковых конструкций

Определена долговечность конструктивно-подобных образцов баков летательных аппаратов из стали ЭП817 в интервале максимальных напряжений 300...500 МПа для сварных швов, выполненных ручной и автоматической аргонодуговой сваркой. Показано, что роликовая сварка обеспечивает более жесткую фиксацию свариваемых кромок по сравнению с точечной.

Ключевые слова: сварные баковые конструкции; двухслойные панели; обшивка; гофровая карточка; фиксация свариваемых кромок; точечная контактная сварка; роликовая контактная сварка; натурные сварные образцы.

Durability of structurally such sample pots of steel aircraft EP817 in the interval of maximum stresses 300...500 MPa for welded seams made by manual and automatic argon arc welding is defined. It is shown that seam welding provides more rigid fixation of welded edges compared to the spot.

Keywords: welded tank designs; double-layer panels; cladding; corrugation card; fixing of welded edges; spot resistance welding; seam resistance welding; full-scale welded samples.

Введение. Одной из конструктивных особенностей баковых конструкций летательных аппаратов является специфика вварки панелей в каркас, а именно: стыковка двухслойной панели (обшивка, подкрепленная гофровой карточкой) с полкой каркаса, имеющей практически суммарную толщину (обшивка + гофр) (рис. 1).

Для удобства проведения сварки плавлением кромка панели фиксируется *точечной контактной сваркой* (ТЭС) (рис. 2). Далее панель обрабатывается

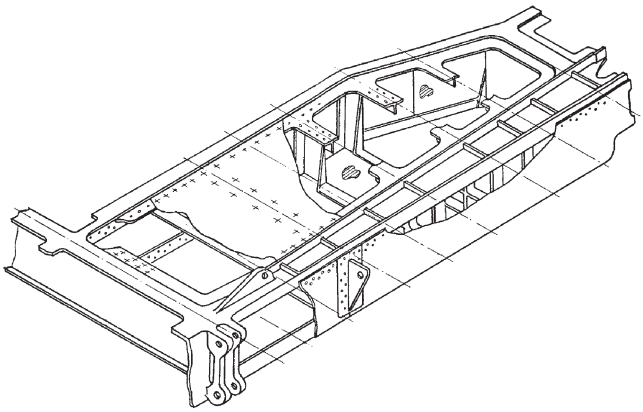


Рис. 1. Сварной бак с гофрированными двухслойными панелями

по контуру таким образом, чтобы фиксирующие сварные точки были срезаны на половину, а затем вваривается в каркас бака *автоматической аргонодуговой сваркой* (ААрДС). Предполагается, что оставшаяся часть срезанной точки полностью переплавляется в процессе ААрДС.

Однако при освоении технологии аргонодуговой сварки возникли следующие трудности:

– при сварке ААрДС двойные кромки панели между фиксирующими точками расходились, что приводило к снижению качества формирования сварного шва;

– неравномерная обрезка сварных точек (прихваточные точки не всегда располагались соосно) приводила к сохранению части сварных точек рядом с автоматическим сварным швом.

В связи с этим на части комплектов баков использовали *ручную аргонодуговую сварку* (АрДС). При этом были сделаны предположения, что долговечность сварной конструкции снижается. Для определения ресурса сварных соединений АрДС и ААрДС изготовлены натурные образцы, имитирующие заделку панели в каркас.

Одновременно исследовали возможность фиксации свариваемых кромок посредством роликовой сварки с последующими обрезкой половины роликового шва (рис. 3) и сваркой ААрДС и АрДС. Применение *роликовой сварки* (РЭС) в данном случае позволяет полностью зафиксировать кромки панели и предотвратить их расхождение в процессе сварки плавлением.

Целью исследований являются сравнительные испытания на усталость конструктивно-подобных образцов для определения влияния различных вариантов сварки на долговечность сварного соединения.

Методика проведения испытаний. Испытывали конструктивно-подобные образцы, имитирующие автоматическую и ручную сварку гофровой панели с каркасом бака, изготовленными из стали 08Х15Н5Д2Т-Ш. Конструкция образцов показана на рис. 4 и представляет сварное соединение элемента гофровой панели с захватной частью, выполненное АрДС и ААрДС. Верхний лист и гофровая карточка элемента гофровой панели перед АрДС и ААрДС фиксируются точечной контактной сваркой с шагом 10 мм.

Образцы изготовлены в четырех технологических вариантах, представленных в табл. 1.

Испытания образцов проводили на испытательной системе MTS810 250 кН. Крепление образцов осуществляли с помощью гидравлических клиновых захватов.

Предварительно на двух образцах исследовали напряженно-деформированное состояние при поэтапном нагружении с интервалом 10 000 Н до нагрузки 90 000 Н. Для измерения деформации применяли тензорезисторы КФ5П1-10-200-А-12. Схема тензометрии образцов представлена на рис. 5. Показания тензорезисторов регистрировали тензометрической системой СИИТ-2.

После проведения тензометрии один из образцов испытывали на статическую прочность при растяжении, а второй образец использовали для настройки испытательной системы на программу циклических испытаний.

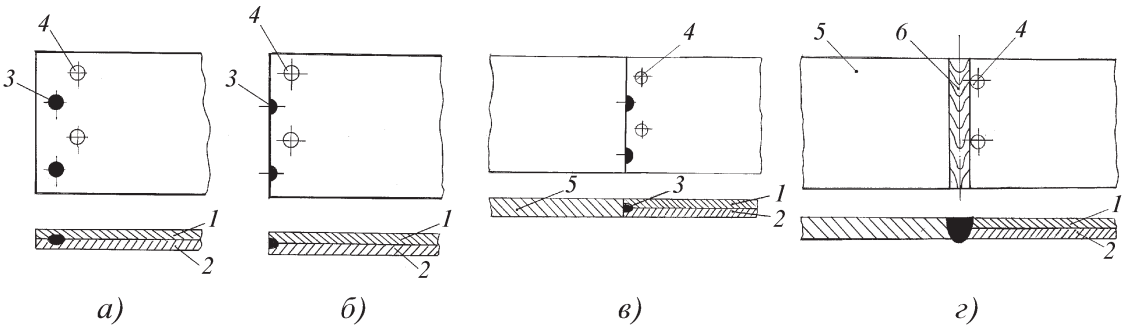


Рис. 2. Схема фиксации кромок панели с помощью контактной точечной сварки:
а – контактная сварка обшивки панели с гофровой карточкой; *б* – обработка панели по контуру с фрезерованием половины сечения фиксирующих точек; *в* – аргонодуговая сварка панели с каркасом бака; *г* – схема сварочного соединения после вварки панели в каркас; *1* – обшивка панели; *2* – гофровая карточка; *3* – фиксирующие сварные точки ТЭС; *4* – каркас бака; *5* – сварной шов панели с каркасом бака

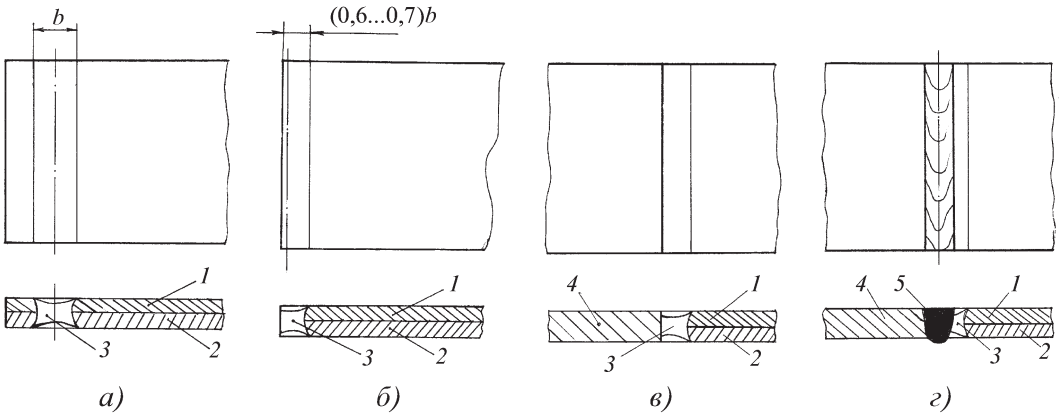


Рис. 3. Схема фиксации кромок панели с помощью роликовой сварки:
а – роликовая сварка обшивки панели с гофровой карточкой; *б* – обработка панели по контуру с фрезерованием половины сечения роликового шва; *в* – аргонодуговая сварка панели с каркасом бака; *г* – схема сварного соединения после вварки панели в каркас; *1* – обшивка панели; *2* – гофровая карточка; *3* – роликовый сварной шов; *4* – каркас бака; *5* – сварной шов панели с каркасом бака

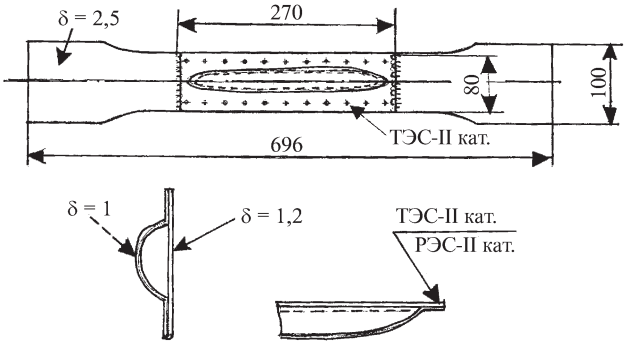


Рис. 4. Конструкция образцов для испытаний

Испытания на усталость при растяжении образцов четырех технологических вариантов проводили отнулевым циклом напряжения с частотой 2 Гц до разрушения. Образцы вариантов № 1 и 2 с заделкой кромки шва, выполненной ТЭС-II категории, испытывали на трех уровнях максимального напряжения цикла: σ_{max} = 500, 400 и 300 МПа, а образцы вариантов № 3 и 4 с заделкой кромки шва, выполненной РЭС-II категории – на уровне максимального напряжения цикла σ_{max} = 500 МПа.

При испытании образцов на усталость регистрировали следующие параметры: максимальную и минимальную нагрузку цикла, максимальную и минимальную деформацию образца (по каналу перемещения), число циклов и время испытания. Погрешность измерения нагрузки и перемещения составляла не более ±1,0 %.

По результатам испытаний определяли: выборочное среднее значение логарифма долговечности и далее выборочное среднее значение долговечности, а также выборочное среднее квадратическое отклонение логарифма долговечности по формулам:

$$\overline{\lg N} = \frac{\sum_{i=1}^{n} \lg N_i}{n};$$

$$S_{\lg N} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (\lg N_i)^2 - \frac{\left(\sum_{i=1}^{n} \lg N_i\right)^2}{n}}{n-1}},$$

1. Технологические варианты сварки и фиксации гофровой панели с каркасом бака

Номер варианта	Сварной шов		Фиксация кромки		Число образцов
	Вариант сварки, присадочная проволока	Категория шва	Способ сварки	Категория шва	
1	АрДС, Св.ЭП659А-ВИ	II	ТЭС	II	16
2	ААрДС, Св.ЭП659А-ВИ				
3	АрДС, Св.ЭП659А-ВИ		РЭС		3
4	ААрДС, Св.ЭП659А-ВИ				

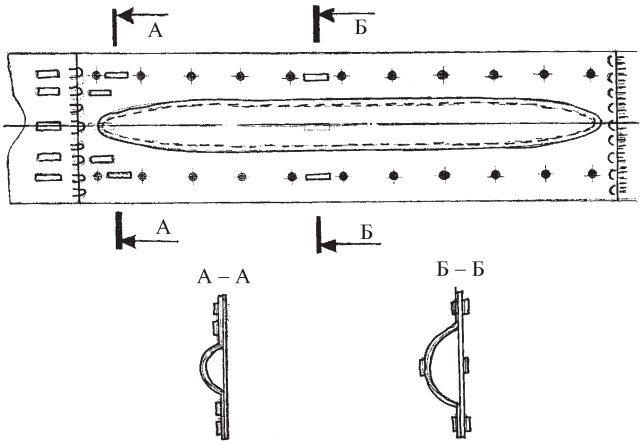


Рис. 5. Схема тензометрии образца бака

где N – число циклов до разрушения; n – число образцов.

Образцы четырех технологических вариантов, испытанные на усталость при максимальном напряжении цикла σ_{max} = 500 МПа, были направлены на исследование изломов и зон крепления.

Результаты испытаний. При испытании на статическую прочность при растяжении разрушающая нагрузка составила 207 000 Н, что соответствует пределу прочности панели на границе сварного шва $\sigma_в$ = 1176 МПа.

Результаты обработки показаний тензорезисторов при исследовании напряженно-деформированного состояния показали, что наиболее высокие напряжения были зарегистрированы в области сварного шва со стороны гофра и в середине образца со стороны листа.

Результаты испытаний образцов на усталость при растяжении приведены в табл. 2.

2. Результаты испытаний на усталость конструктивно-подобных образцов бака с различными вариантами заделки кромки

Вид сварки	Средняя циклическая долговечность N, циклы, при максимальном напряжении цикла σ_{max}, МПа		
	500	400	300
Заделка кромки ТЭС-II категории			
АрДс	13 660	33 980	73 740
ААрДС	22 630	52 250	122 720
Заделка кромки РЭС-II категории			
АрДС	12 440	34 600	88 330
ААрДС	20 910	57 290	144 560

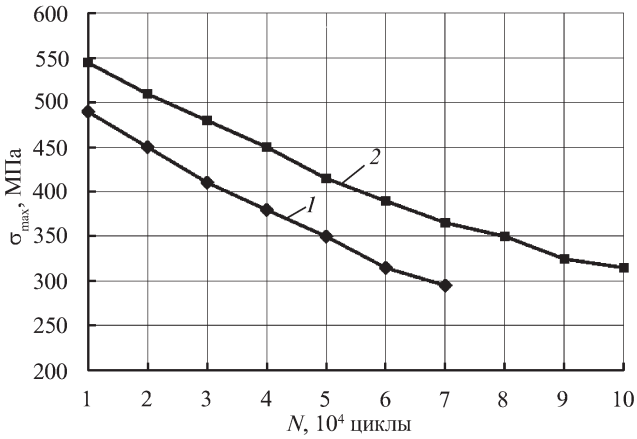


Рис. 6. Диаграмма циклической долговечности конструктивно-подобных образцов бака из стали ЭП817 с заделкой кромки ТЭС и сварными швами, выполненными АрДС (*1*) и ААрДС (*2*)

При максимальном напряжении цикла σ_{max} = 500, 400 и 300 МПа долговечность образцов со сварными швами, выполненными ААрДС, выше долговечности при сварке АрДС на 66, 54 и 66 % соответственно.

Долговечности образцов, полученные на уровне σ_{max} = 500 МПа, при заделке кромки шва ТЭС-II категории и РЭС-II категории имеют близкие значения.

По результатам испытаний на усталость конструктивно-подобных образцов бака с заделкой кромки ТЭС построена диаграмма циклической долговечности для сварных швов, выполненных АрДС и ААрДС (рис. 6).

Так как при испытании образцов разрушение происходило по одному из двух сварных швов, то фактическая долговечность конструктивно-подобных образцов бака выше значений, полученных по результатам данных испытаний.

Для варианта АрДС характерно разрушение с доломом по второму ряду сварных точек, а для ААрДС – по краю сварного шва со стороны обшивки и гофра.

Как правило, образцы, выполненные АрДС, разрушались по обшивке изнутри от линии контакта с очагами на остатках непереплавленных сварных точек, а по гофровой карточке разрушение происходило по первому или второму ряду сварных точек в зависимости от их удаленности от шва АрДС.

Сопоставление результатов испытаний и металлографического анализа изломов показало, что минимальные значения долговечности при АрДС связаны с геометрией сварного шва. Наличие значительного проплава приводит к одновременному разрушению обшивки и гофра по линии сплавления аргонодугового шва и снижению долговечности.

Разрушение образцов, выполненных ААрДС (вариант № 2), также связано с присутствием остатков прихваточных точек в *зоне термического влияния* (ЗТВ) сварного шва.

В образцах, в которых фиксация свариваемых кромок проводилась РЭС (варианты № 3 и 4), очагами разрушения служат остатки чешуек роликового шва, расположенные в ЗТВ шва, выполненного сваркой плавлением.

Неразрушившиеся сварные швы имеют достаточно большое (2...4 мм) выступание роликового шва за линию сплавления швов ААрДС и АрДС. По-видимому, в этом случае суммарная жесткость сварного соединения увеличивается, и зона сварки работает с меньшим изгибом. Наличие изгибающего момента в области сварных швов подтверждается данными тензометрии. В связи с этим целесообразно перед сваркой плавлением оставлять не половину, а 2/3 шва РЭС, что позволяет увеличить ресурс комплексного сварного соединения.

Долговечность сварных соединений, выполненных ручной сваркой, ниже долговечности при автоматической сварке, хотя влияние прихваточного шва в обоих случаях несомненно.

Выводы

1. Определена долговечность конструктивно-подобных образцов бака из стали ЭП817 в интервале максимальных напряжений цикла σ_{max} = 300... 500 МПа для сварных швов, выполненных АрДС и ААрДС.

2. Долговечность конструктивно-подобных образцов бака со сварными швами, выполненными ААрДС, примерно в 1,6 раза выше долговечности при сварке АрДС.

3. Роликовая сварка обеспечивает более жесткую фиксацию свариваемых кромок по сравнению с фиксацией кромок точечной контактной сваркой, поэтому технологичнее применять в конструкции бака именно ее. При этом целесообразно прихваточный роликовый шов срезать только на 1/3 его ширины.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Борис Семёнович Денисов, канд. техн. наук;
Александр Иванович Лопаткин;
Валерий Александрович Зеленский;
Алексей Олегович Крымов

Памяти Льва Ивановича Живова (1924–2013)

14 декабря 2013 г. на 90-м году жизни скончался лауреат Государственной премии Украины, заслуженный деятель науки и техники РСФСР, почетный работник высшего образования России, доктор технических наук, профессор Лев Иванович Живов.

Лев Иванович родился 17 ноября 1924 г. и прошел славный жизненный путь. В 1948 г. он окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана, в 1952 г. защитил кандидатскую диссертацию, а в 1974 г. – докторскую. С 1960 по 1976 г. заведовал кафедрой "Обработка металлов давлением" Запорожского машиностроительного института, фактически создав эту кафедру – одну из ведущих в Европе – и выпустив многих кандидатов технических наук.

С 1976 по 1996 г. руководил кафедрой "Детали машин" во Всесоюзном заочном машиностроительном институте (в настоящее время – МГУПИ), до 2000 г. работал профессором кафедры "Прикладная механика", а с 2003 по 2005 г. и с 2010 по 2013 г. – профессором кафедры "Информационные технологии обработки давлением".

Лев Иванович является автором целого ряда учебников и учебных пособий по кузнечно-штамповочному оборудованию и расчету деталей машин. Будучи крупным специалистом в данной области, он активно занимался научными исследованиями, сотрудничая с Воронежским заводом тяжелых механических прессов и другими ведущими предприятиями страны, руководил аспирантами. Он опубликовал почти 200 научных работ, подготовил более 20 кандидатов технических наук.

Лев Иванович был большим тружеником и всегда занимал активную жизненную позицию. Находясь уже на заслуженном отдыхе, он продолжал заниматься научной и методической работой. Его последнее учебное пособие издано в конце 2013 г.

Л.И. Живов награжден медалью "За доблестный труд", орденом "Знак Почета".

Светлая память о Льве Ивановиче навсегда останется в сердцах его учеников и коллег, всех, кто его знал.

Редакционный совет и редакция журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким покойного.

УДК 621.7.073

В.И. Воронков, Ю.Г. Калпин, П.А. Петров, К.Е. Потапенко
(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

Определение оптимального радиуса закругления в штампе для изотермического обратного выдавливания

Рассмотрено течение металла в изотермических условиях при обратном выдавливании в матрице без закругления. Теоретический анализ данного процесса позволяет определить оптимальный радиус закругления в штампе при обратном выдавливании методом баланса мощности. Полученный результат сравнен с экспериментальными данными.

Ключевые слова: радиус закругления; обратное выдавливание; штампы для изотермической штамповки; метод баланса мощности.

Metal flow during backward extrusion under isothermal conditions in the die without rounding is considered. Theoretical analysis of the process makes it possible to determine optimal radius of rounding of the die cavity during backward extrusion. This problem is solved with the energy method. As result theoretical research is compared with experimental data.

Keywords: radius of rounding; backward extrusion; dies for isothermal deformation; energy method.

При разработке технологии штамповки деталей, характеризующихся наличием тонких ребер или отростков, необходимо учитывать возможные проблемы, связанные с остыванием металла в тонких полостях штампа, сложным характером течения материала при перетекании в тонкие полости штампа, что может стать причиной образования прострелов и зажимов.

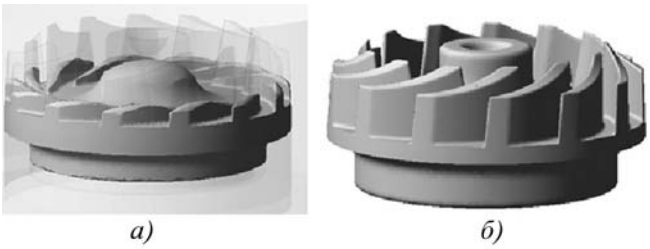
На установившейся стадии деформирования, когда металл заполняет ребра и отростки, в очаге деформации реализуются схемы прямого, обратного или радиального выдавливания. При этом для технолога важно определить радиус закругления в штампе, так как большой радиус приведет к перерасходу материала, а слишком маленький – к отходу материала от стенки штампа и далее к образованию зажима.

Примером штамповки рассматриваемого типа деталей является штамповка крыльчаток, заборников, колесных дисков и других деталей автомобильной и авиационной промышленности. При изотермической штамповке детали "колесо рабочее" (рис. 1) при заполнении лопастей реализуется схема обратного выдавливания.

Изотермическая штамповка позволяет предотвратить остывание тонких элементов поковки, подобрать оптимальную скорость и температуру деформирования, однако данная технология еще не нашла широкого применения (в основном из-за тяжелых условий работы изотермических штампов), а также не накоплен опыт оптимального проектирования поковки. Например, в литературе нет четких указаний по выбору радиусов закругления в штампе. Как правило, на производстве радиус закругления назначается с большим запасом, что при штамповке таких деталей, как "колесо рабочее" и других подобных авиационных деталей приводит к повышенному расходу дорогостоящих сплавов.

Для определения оптимального радиуса закругления в штампе будем считать, что он соответствует отходу материала от стенки штампа при перетекании металла в полость (рис. 2). Рассматриваемая схема обратного выдавливания соответствует течению металла в очаге деформации при штамповке рассмотренной выше детали. Определим отход металла от стенки штампа при свободном течении металла в полость пуансона без закругления, исходя из принципа минимума мощности: $\partial N / \partial R = 0$, где N – мощность пластической деформации; R – отход материала от стенки штампа.

Рассмотрим только левую часть симметричной задачи обратного выдавливания. Пуансон движется



а) *б)*

Рис. 1. Поковка детали "колесо рабочее":
а – процесс формообразования лопастей; *б* – поковка

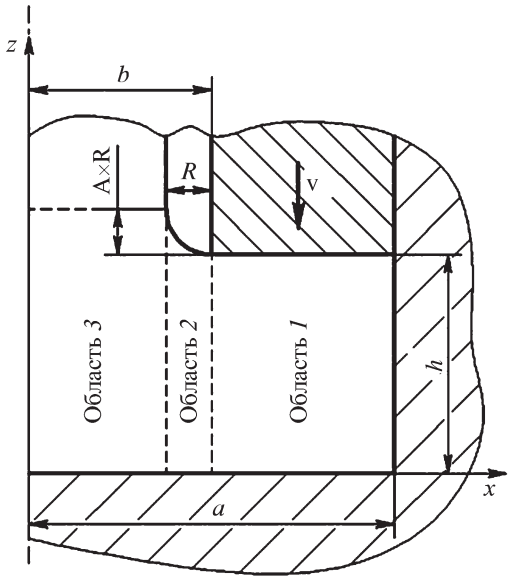


Рис. 2. Схема задачи обратного выдавливания с пуансоном без радиуса закругления (плоская задача)

вниз, против оси z, со скоростью v. Поскольку величина R существенно меньше других размеров поковки, задачу можно считать плоской. Очаг деформации разделен на три области.

Задача решается методом баланса мощности со следующими допущениями: материал несжимаем, однороден, изотропен, жесткопластичен и идеально пластичен (его переход в пластическое состояние определяется только интенсивностью напряжений σ_s). Температурные напряжения, силы инерции, другие массовые силы, упругие деформации инструмента пренебрежимо малы и не учитываются в расчетах. В деформируемом металле допустимы разрывы скоростей, при этом сохраняется непрерывность нормальных составляющих скорости. Касательные напряжения, возникающие на разрывах скоростей, максимальны:

$$\tau_{13} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}, \qquad (1)$$

где σ_s – напряжение течения.

Определим поле скоростей для каждой области.

Область 1. Так как $v_{z1}(h) = v$, то примем, что $v_{z1} = -(vz)/h$; $\dot{\varepsilon}_{z1} = -v/h$, где v_{z1} – компонента скорости течения материала по оси z в первой области, тогда из условия постоянства объема находим компоненту скорости по оси x v_{x1}, учитывая, что $v_{x1}(a) = 0$:

$$\dot{\varepsilon}_{z1} + \partial v_{x1} / \partial z = 0, \qquad (2)$$

где $\dot{\varepsilon}_{x1}$ – компонента скорости деформации по оси x в первой области.

Тогда $v_{x1} = -(v(a-x))/h$ и $\dot{\varepsilon}_{x1} = v/h$.

Область 3. Примем, что компонента скорости течения металла по оси x в третьей области $v_{x3} = k_3 x$, тогда компонента скорости деформации по оси x в рассматриваемой области $\dot{\varepsilon}_{x3} = k_3$. Из условия постоянства объема учитывая, что $v_{z3}(0) = 0$, находим $v_{z3} = -k_3 z$ и $\dot{\varepsilon}_{z3} = -k_3$. Коэффициент k_3 найдем из условия постоянства потока:

$$v_{z3}(b-R) = v(a-b). \qquad (3)$$

Тогда $k_3 = v(a-b)/(R+h)(R-b)$.

Область 2. Примем, что во второй области компонента скорости по оси z $v_{z2} = k_2 z(k_1 - x)$, тогда $\dot{\varepsilon}_{z2} = k_2(k_1 - x)$. Из условия постоянства объема и равенства нормальных к линии разрыва компонент скорости $v_{x2}(b) = -(v(a-b))/h$, находим v_{x2} и $\dot{\varepsilon}_{x2}$.

На границе свободного течения отношение $v_{z2}/v_{x2} = \mathrm{tg}\,\alpha$, где α – угол наклона касательной к функции, задающий форму границы свободного течения материала. Тогда

$$\frac{v_{z2}}{v_{x2}} = \frac{df(x)}{dx}; \quad v_{z2}/v_{x2} = df(x)/dx, \qquad (4)$$

где $f(x)$ – функция, определяющая форму границы течения материала на свободной поверхности.

Решая дифференциальное уравнение (4), определяем функцию $f(x)$.

Коэффициент k_2 найдем из условия, что $f(b-R) = h + AR$, а из равенства нормальных к линии разрыва компонент скорости при $x = b - R$ $v_{x2}(b-R) = v_{x3}(b-R)$ найдем коэффициент k_1.

Выражение баланса мощностей для рассматриваемой задачи будет иметь вид:

$$N = 2\left(\begin{aligned}
&\int_0^h dz \int_b^a \dot{\varepsilon}_{i1}\sigma_{i1}\,dx + \int_{b-R}^b dx \int_0^{f(x)} \dot{\varepsilon}_{i2}\sigma_{i2}\,dz + \\
&+ \int_0^{h+R} dz \int_0^{b-R} \dot{\varepsilon}_{i3}\sigma_{i3}\,dx + \int_0^h |v_{z1} - v_{z2}| \frac{\sigma_{i12}}{\sqrt{3}}\,dz + \\
&+ \int_0^{h+AR} |v_{z2} - v_{z3}| \frac{\sigma_{i23}}{\sqrt{3}}\,dz + \\
&+ \frac{m}{\sqrt{3}}\left(2\int_b^a |v_{x1}|\sigma_{i1}\,dx + \int_0^h |v_{z1}|\sigma_{i1}\,dz + \right. \\
&\left. + \int_{b-R}^b |v_{x2}|\sigma_{i2}\,dx + \int_0^{b-R} |v_{x3}|\sigma_{i3}\,dx\right)
\end{aligned}\right), \qquad (5)$$

где $\dot{\varepsilon}_{i1}$, $\dot{\varepsilon}_{i2}$ и $\dot{\varepsilon}_{i3}$ – интенсивность скоростей деформации в первой, второй и третьей области соответственно; σ_{i1}, σ_{i2}, σ_{i3} – напряжение текучести материала в каждой области; σ_{i12}, σ_{i23} – напряжение текучести материала на линии разрыва скоростей; m – фактор трения.

Накопленную деформацию на линиях разрыва будем определять по выражению для стационарных по-

верхностей (в данном случае линиях) разрыва скоростей [1]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta|\mathrm{v}|}{\sqrt{3}\,|\mathrm{v}_n|}, \qquad (6)$$

где $\Delta|\mathrm{v}|$ – разность между компонентами скорости касательных к линии разрыва; v_n – компонента скорости, нормальная к линии разрыва.

Так как $\dot{\varepsilon}_{i2}$, $\dot{\varepsilon}_{i3}$, v_{x2}, v_{x3}, v_{z2}, v_{z3}, σ_{i2}, σ_{i3}, σ_{i12}, σ_{i23} зависят от R, то мощность N также зависит от R. Минимизируя выражение (5) по R, можно найти отход материала от стенки пуансона, который будет равен оптимальному радиусу закругления в штампе, т.е. минимальным радиусом, при котором материал не будет отходить от стенки штампа при обратном выдавливании.

По аналогии можно составить поле скоростей для осесимметричной задачи. При этом дифференциальные уравнения, выражающие условие постоянства объема, будут сложнее.

В области *1*, учитывая, что $\mathrm{v}_{z1} = -(\mathrm{v}_z)/h$:

$$\dot{\varepsilon}_{z1} + \mathrm{v}_{\rho 1}/\rho + \partial \mathrm{v}_{\rho 1}/\partial\rho = 0, \text{ при } \mathrm{v}_{\rho 1}(a) = 0. \qquad (7)$$

В области *3*, учитывая, что $\mathrm{v}_{\rho 3} = k_3\rho$:

$$2k_3 + \partial \mathrm{v}_{z3}/\partial z = 0, \text{ при } \mathrm{v}_{z3}(0) = 0. \qquad (8)$$

В области *2*, учитывая, что $\mathrm{v}_{z2} = k_2 z(k_1 - r)$:

$$k_2(k_1 - r) + \mathrm{v}_{\rho 2}/\rho + \partial \mathrm{v}_{\rho 2}/\partial\rho = 0, \text{ при } \mathrm{v}_{\rho 2}(b) = \mathrm{v}_{\rho 1}(b). \qquad (9)$$

Выражение баланса мощностей для осесимметричной задачи будет иметь вид:

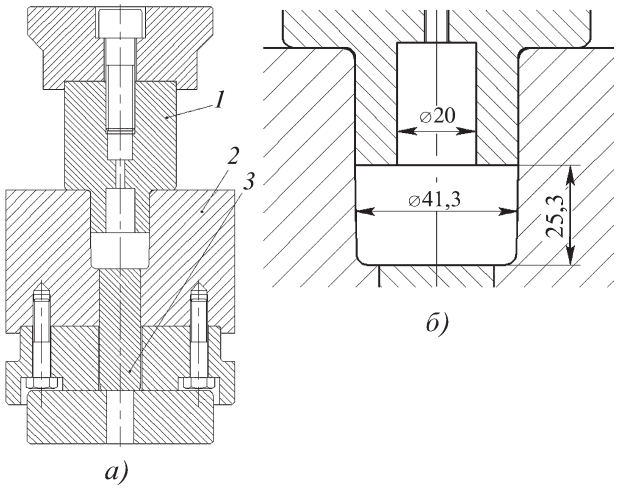


Рис. 3. Оснастка для проведения испытаний:
а – оснастка; *б* – размеры формообразующих полостей; *1* – пуансон; *2* – матрица; *3* – выталкиватель

Как видно из выражения (10) значения σ_{i2} и σ_{i3} вынесены из-под знака интеграла, что существенно упрощает решение. Значения σ_{i2} и σ_{i3} определяли для интенсивности скорости деформации, найденной в точке, соответствующей центру области, и для значения накопленной деформации, рассчитанной при $z = h/2$ и $z = (h + AR)/2$ соответственно.

Для проверки теоретических расчетов был проведен эксперимент. Оснастка для реализации схемы обратного осесимметричного выдавливания имеет соотношение меньшего радиуса канала к большему $a/b = 2{,}065$ и отношение $h/b = 2{,}53$ (рис. 2 и 3).

$$N = 2\pi\int_0^h dz\int_b^a \dot{\varepsilon}_{i1}\,\sigma_{i1}\,\rho\,d\rho + 2\pi\sigma_{i2}\int_{b-R}^{b} d\rho\int_0^{f(\rho)} \dot{\varepsilon}_{i2}\,\rho\,dz + 2\pi\sigma_{i3}\int_0^{h+AR} dz\int_0^{b-R} \dot{\varepsilon}_{i3}\,\rho\,d\rho + 2\pi b\int_0^h |\mathrm{v}_{z1} - \mathrm{v}_{z2}|\,\frac{\sigma_{i12}}{\sqrt{3}}\,dz +$$
$$+ 2\pi(b-R)\int_0^{h+AR} |\mathrm{v}_{z2} - \mathrm{v}_{z3}|\,\frac{\sigma_{i23}}{\sqrt{3}}\,dz + \frac{2\pi m}{\sqrt{3}}\left(2\int_b^a |\mathrm{v}_{\rho 1}|\,\sigma_{i1}\,\rho\,d\rho + a\int_0^h |\mathrm{v}_{z1}|\,\sigma_{i1}\,dz + \int_{b-R}^{b} |\mathrm{v}_{\rho 2}|\,\sigma_{i2}\rho\,d\rho + \int_0^{b-R} |\mathrm{v}_{\rho 3}|\,\sigma_{i3}\,\rho\,d\rho\right). \qquad (10)$$

Значения σ_{i1}, σ_{i2}, σ_{i3}, σ_{i12}, σ_{i23} вычисляются по модели сопротивления деформации [2, 3], например, модели Хензеля–Шпиттеля с девятью неизвестными коэффициентами:

$$\sigma_i = a_1 \exp(a_2 T)\, T^{a_3}\, \varepsilon_i^{a_4}\, \exp(a_5/\varepsilon_i)\,(1+\varepsilon_i)^{a_6 T} \times \exp(a_7\varepsilon_i)\,\dot{\varepsilon}_i^{a_8}\,\dot{\varepsilon}_i^{a_9 T}. \qquad (11)$$

При расчете напряжения текучести по данной модели принимали, что накопленная деформация изменяется только на поверхностях разрыва скоростей:

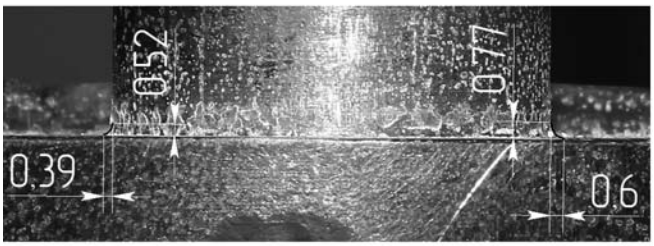
$$\varepsilon_{12} = \frac{|\mathrm{v}_{z1}(z) - \mathrm{v}_{z2}(z, b)|}{\sqrt{3}\,|\mathrm{v}_{\rho 1}(b)|} + \varepsilon_0; \qquad (12)$$

$$\varepsilon_{23} = \frac{|\mathrm{v}_{z2}(z, b-R) - \mathrm{v}_{z3}(z)|}{\sqrt{3}\,|\mathrm{v}_{\rho 3}(b-R)|} + \varepsilon_0 + \varepsilon_{12}. \qquad (13)$$

Исследования проводили на гидравлическом прессе силой 2500 кН в изотермических условиях при температуре 450 °С. Скорость деформирования составляла 2 мм/с. Оснастку нагревали индуктором. Температуру рабочего инструмента контролировали термопарой. Заготовки из алюминиевого сплава АД35 диаметром 40 мм и высотой 30,5 мм нагревали в печи. При достижении температуры 450 °С заготовки на специальной плите доставали из печи, после чего наносили на них смазку АСВ-К. После нанесения смазки заготовки помещали обратно в печь и вновь нагревали до температуры 450 °С. На инструмент перед штамповкой также наносили смазку.

Состав смазки АСВ-К: коллоидный графит (30 %), соли лигносульфоновых кислот, соль кремниевой кислоты, карбонат, фосфаты, оксиды, алкилфенол. Дисперсность графита до 5 мкм (60 %). При изотермиче-

а)



б)

Рис. 4. Образцы, полученные при обратном выдавливании в пуансон без закругления:
а – образцы; *б* – измерение радиуса естественного течения материала

ском деформировании смазка обеспечивает фактор трения $m = 0{,}3$ [4, 5].

Полученные образцы показаны на рис. 4, *а*. Форму, образующуюся при свободном течении металла, измеряли в двух направлениях (рис. 4, *б*): в горизонтальном (отход материала от стенки штампа) и вертикальном (расстояние до перехода закругления в вертикальную цилиндрическую поверхность). Среднее значение отхода материала от стенки штампа составило 0,39 мм ($R/b = 0{,}039$ при $a/b = 2{,}065$ и $h/b = 2{,}53$). Среднее отношение замера закругления по вертикали к горизонтальному размеру A = 1,3.

При расчете мощности деформации по выражению (10) использовали модель сопротивления деформации Хензеля–Шпиттеля с коэффициентами, определенными для сплава АД35. Температура 450 °С; фактор трения 0,3; скорость деформирования 2 мм/с; отношение A = 1,3.

Задачу минимизации функции $N(R)$ осуществляли с применением программы Matlab. По результатам расчетов были определены графики зависимости отношения отхода материала от стенки штампа к радиусу полости пуансона (R/b) от отношения высоты материала в матрице к радиусу полости пуансона (h/b) для различных соотношений a/b (рис. 5).

По кривой, определенной для $a/b = 2$, найдем отношение R/b при $h/b = 2{,}5$: $R/b = 0{,}042$. Тогда, если $b = 10$ мм, отход материала от стенки штампа составит 0,42 мм. Из эксперимента известно, что средний отход материала при данных геометрических соотношениях составляет 0,39 мм. Таким образом, разница между

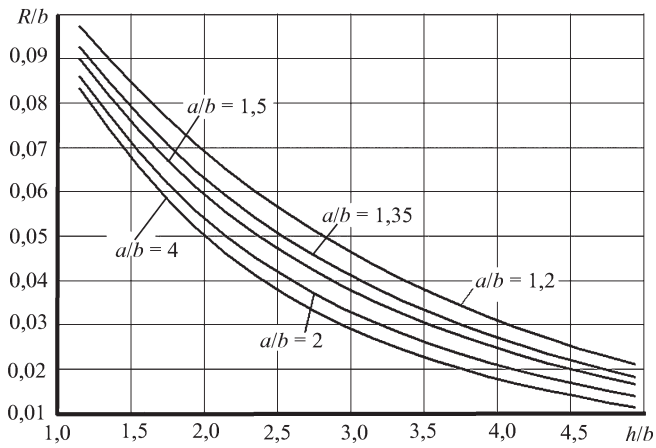


Рис. 5. Зависимость отношения R/b от h/b при различных значениях a/b для сплавов системы Al–Mg–Si

расчетным значением R и экспериментальным составляет 7 %.

По приведенным на рис. 5 и 6 графикам можно определить отход материала от стенки штампа, т.е. минимальный радиус закругления в штампе, при штамповке алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si при температуре 450 °С по схеме обратного осесимметричного выдавливания. При расчете графиков для определения оптимального радиуса закругления при штамповке алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si использовали модели сопротивления деформации, полученные при выполнении государственного контракта № 14.740.11.0584 [6, 7].

На рис. 7 приведены графики для определения оптимального радиуса закругления в штампе при деформировании алюминиевого сплава системы Al–Mg по схеме обратного осесимметричного выдавливания. Модель сопротивления деформации сплава АМг6 получена при выполнении государственного контракта № 14.B37.21.0874.

На рис. 8 показаны аналогичные графики для алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu.

Из приведенных графиков видно, что при обратном выдавливании отход материала от стенки штампа зависит от свойств деформируемого материала.

На рис. 9 показано сравнение кривых текучести рассматриваемых материалов, построенных по их математическим моделям, при T = 450 °С и $\dot{\varepsilon}$ = 0,5 с$^{-1}$. Анализируя полученные зависимости отношения R/b от h/b и зависимость напряжения текучести от накопленной деформации, можно сделать вывод, что вид кривой зависимости отношения R/b от h/b и отход материала от стенки инструмента определяются интенсивностью упрочнения материала при деформировании.

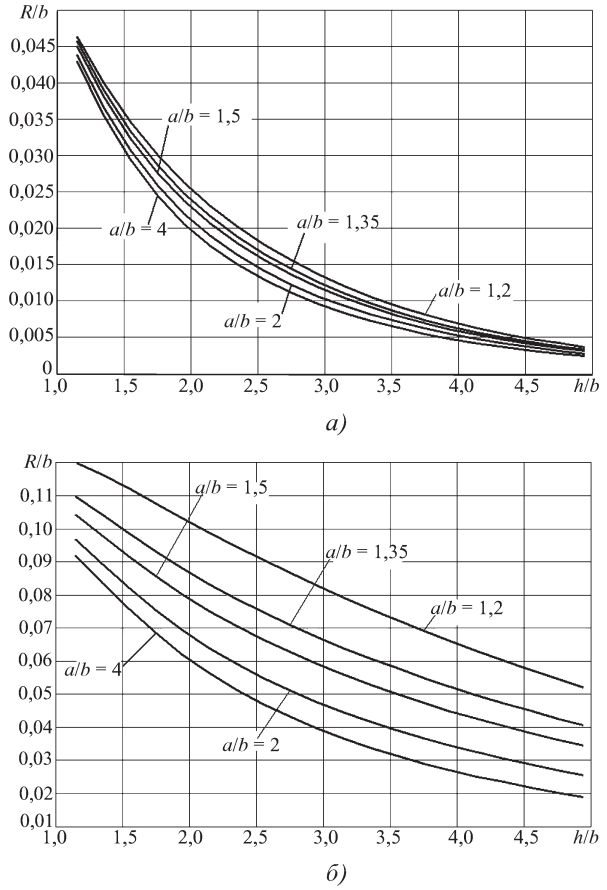


Рис. 6. Зависимость отношения *R / b* от *h / b* при различных значениях *a / b* для алюминиевого сплава АД35 при температуре 450 °С :
а – алюминиевый сплав АД31 при температуре 450 °С; *б* – алюминиевый сплав AW-6082 при температуре 450 °С

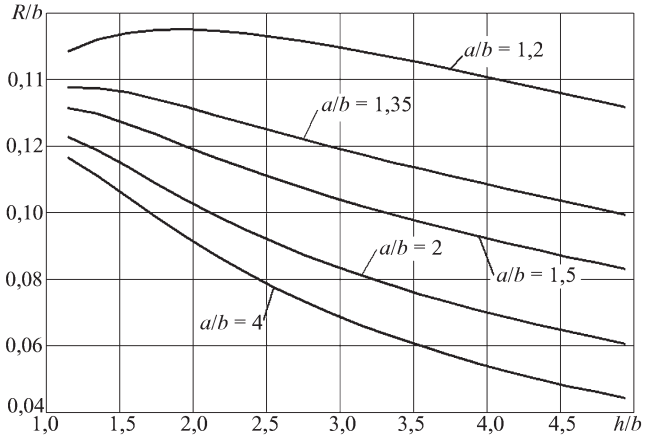


Рис. 7. Зависимость отношения *R / b* от *h / b* при различных значениях *a / b* для сплава АМг6 при температуре 450 °С

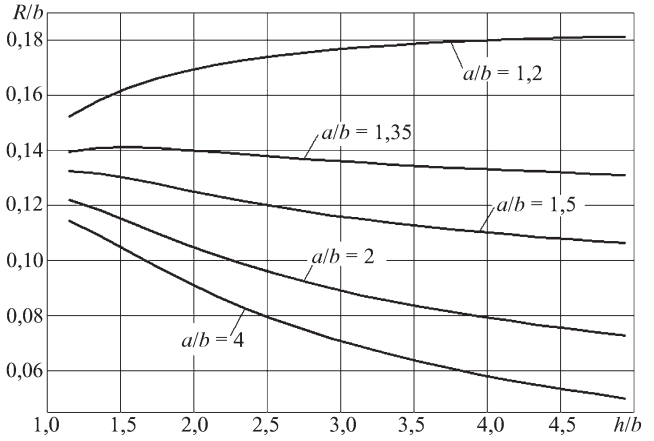


Рис. 8. Зависимость отношения *R / b* от *h / b* при различных значениях *a / b* для сплава АВ при температуре 450 °С

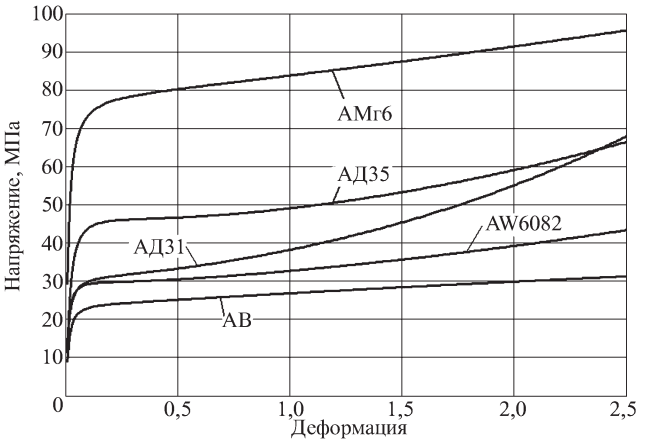


Рис. 9. Сравнение кривых текучести материалов при *T* = 450 °С и $\dot{\varepsilon}$ = 0,5 с$^{-1}$

У сплавов с пологой кривой текучести, таких как АВ и АМг6, отход металла от стенки штампа больше и в меньшей степени зависит от отношения *h / b*. У алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si, кривые текучести которых имеют загиб вверх при больших степенях накопленной деформации, отход металла от стенки штампа меньше и в большей степени зависит от отношения *h / b*. Особенно это заметно при сравнении зависимостей отношения *R / b* от отношения *h / b* сплава АВ (см. рис. 8) и сплава АД31 (см. рис. 6, *а*) и их кривых текучести (см. рис. 9).

Для всех рассматриваемых материалов с увеличением отношения *a / b* отход материала от стенки штампа уменьшается. При этом влияние отношения *a / b* на отношение *R / b* также зависит от характера зависимости напряжения текучести от накопленной деформации. У материалов с пологой кривой текучести влияние отношения *a / b* на отношение *R / b* гораздо значительнее.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Петров П.А.** Разработка технологии процессов выдавливания в условиях холодной и горячей деформации на основе уточненных моделей сопротивления деформированию: дис. ... канд. техн. наук. М.: МАМИ, 1999.

2. **Калпин Ю.Г. и др.** Сопротивление деформации и пластичность металлов при обработке давлением: учеб. пособие. М., 2011.

3. **Калпин Ю.Г., Петров П.А., Бойко Н.А.** Совершенствование математической модели сопротивления горячей деформации // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2007. № 12. С. 37–42.

4. **Петров А.Н.** Коллоидно-графитовые смазочные материалы в процессах горячего деформирования сталей и сплавов. М.: МГМУ "МАМИ", 2012. 212 с.

5. **Исследование** контактного трения при горячей изотермической штамповке сплава АМг6 / П.А. Петров, К.Е. Потапенко, И.В. Пеньков, В.И. Воронков // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 2. С. 16–19.

6. **Потапенко К.Е., Воронков В.И., Петров П.А.** Определение модели сопротивления деформации по найденным изотермическим кривым текучести с применением современных компьютерных программ // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 32–38.

7. **Потапенко К.Е., Воронков В.И., Петров П.А.** Моделирование механических испытаний для изучения сопротивления деформации при резких изменениях скорости деформации // Известия МГТУ "МАМИ". 2013. № 2. Т. 2. С. 178–183.

Виктор Иванович Воронков,
v-i-w@bk.ru;
Юлий Григорьевич Калпин, д-р техн. наук;
Павел Александрович Петров, канд. техн. наук;
Константин Евгеньевич Потапенко

УДК 621.981

В.В. Лапин, В.И. Филимонов *(ОАО "Ульяновский механический завод"),*
С.В. Филимонов, В.И. Лапшин *(НПО "ИДМ", г. Ульяновск)*

Расчет числа технологических переходов при профилировании заготовки методом интенсивного деформирования

Предложена состоятельная модель числа переходов при производстве гнутых профилей методом интенсивного деформирования. Результаты сравнены с известными моделями для традиционного профилирования.

Ключевые слова: многоэлементный профиль; число переходов; профилирование; формующие ролики; профилирующий станок.

Consistent model of steps number in roll-formed profiles manufacturing by intensive deformation method is proposed. The results are compared with the well-known models for traditional roll-forming.

Keywords: multi-element profile; number of steps; roll-forming; forming rolls; roll-forming machine.

Настоятельным требованием отечественного рынка профильной продукции последних лет является разработка технологий производства многоэлементных профилей сложного поперечного сечения. Часто требуются небольшие по объему пилотные партии профилей для реализации вновь разрабатываемых конструкций, что диктует применение вместо *традиционного профилирования* (ТП) *метода интенсивного деформирования* (МИД), отличающегося небольшими капитальными вложениями во вновь создаваемое производство и малыми затратами на разработку технологии и изготовление технологического оснащения [1].

Проблема числа технологических переходов даже для традиционного профилирования всегда оставалась актуальной. В подавляющем числе случаев разработка технологий профилирования и до настоящего времени основывается на банках технологических решений, опыте и интуиции разработчика.

Попытки формализовать процедуру определения числа переходов предпринимались неоднократно. Модель Освальда основана на выравнивании работы формообразования по переходам. Конфигурацию сечения профиля в расчет не принималась, но учитывалось число зон изгиба и сложность профиля. Последний показатель вырабатывался на основе экспертных оценок. Применение этой модели к случаю формовки многоэлементных профилей не привело к успеху.

В работе К.Н. Богоявленского и А. Нойбауера для практических целей рекомендуется брать базовое число переходов равным 0,5 s (s – толщина заготовки) с добавлением трех переходов для уголкового и швеллерного профиля; пяти переходов – для корытного, восьми переходов – для С-образного профиля и труб.

В работе И.С. Тришевского и М.Е. Докторова расчет числа переходов для профилей типовой номенклатуры основывается на следующем соотношении:

$$N_G = \frac{\alpha_\Sigma}{\theta} + \Delta N, \qquad (1)$$

где N_G – число переходов; α_Σ – суммарный угол подгибки; θ – угол подгибки за один переход; ΔN – добавочное число переходов, учитывающее метод профилирования (поштучный или непрерывный).

В соотношении (1) суммарный угол подгибки относится преимущественно к несущей полке, прилегающей к базовому элементу, хотя для схем последовательной формовки он может относиться и к периферийному элементу. Однако в большинстве технологий профилирования принимают схему параллельной (или одновременной) формовки, для которой формула (1) дает существенную ошибку.

В работе U. Oesten выбор числа переходов базируется на приближенных практических данных, в частности, указано, что изготовление уголковых профилей требует 3–5 пар роликов, швеллерных – 4–7, корытообразных и С-образных – 6–10, труб и других закрытых профилей – 8–12 пар роликов без ссылок на условия осуществления процесса формообразования профилей.

Другой подход к определению числа переходов дан в работе М. Киути, где на основе опыта проектирования и внедрения процессов профилирования фирмой "Хитачи киндзоку" сформулирован фактор формы профиля Ф в виде:

$$\Phi = \begin{cases} b^\Sigma n s_0, & \text{узкий профиль} \\ B_з h n / W, & \text{широкий профиль} \end{cases}, \qquad (2)$$

где b^Σ – суммарная ширина подгибаемой полки, мм; n – число зон изгиба; s_0 – толщина стенок профиля, мм; $B_з$, W – ширина заготовки и готового профиля соответственно, мм; h – высота профиля, мм.

На основе накопленного опыта построена зависимость потребного числа переходов от значения фактора формы, определяемого по формуле (2). Однако предложенный подход, по мнению авторов статьи, обладает рядом недостатков. Фактор формы является размерной величиной, требующей факторизации с величиной, обратной размерности для получения безразмерной величины числа переходов. Не учитываются механические характеристики заготовки, допустимые за переход (или суммарные) углы подгибки полок, квалитет сечения. Линейная зависимость фактора формы от числа зон изгиба при переходе к многоэлементным профилям приводит к завышенному числу переходов.

Тестирование данной методики в приложении к методу интенсивного деформирования показало, что даже для профилей простых сечений расхождение с практикой составляло от 2 до 5 переходов, что объясняется, по-видимому, не только различием в схемах формообразования, характеристиках оборудования и оснастки, но и малой приемлемостью модели для расчетов числа переходов при использовании МИД [1].

В 2003 г. была построена модель определения числа переходов под МИД с безразмерной функцией формы, в которой число переходов зависело в явном виде от ширины полки и дна профиля, угла подгибки, радиуса изгиба, толщины заготовки и межклетьевого расстояния профилировочного станка. Модель давала достаточно хорошие результаты для профилей типовой номенклатуры [1], но даже с применением метода локальных жесткостей приводила к значительным ошибкам при ее использовании в разработке технологии формовки многоэлементных профилей.

Наиболее полной моделью числа переходов для ТП является, вероятно, модель Т. Халмоса [2]:

$$N = [0{,}237\, H^{0{,}8} + 0{,}834 s^{-0{,}87} + \alpha/90] \left[\frac{\sigma_s^{2{,}1}}{40\,\sigma_в}\right]^{0{,}15} F(1+0{,}5z) + e + f + 5\,z\,F, \qquad (3)$$

где N – число переходов; H – высота профиля, мм; s – толщина заготовки, мм; α – суммарный угол подгибки, °; σ_s, $\sigma_в$ – предел текучести и предел прочности материала заготовки, МПа; F – фактор формы; z – коэффициент учета наличия отверстий и надрезов; e – добавочное число переходов при поштучном профилировании; f – добавочное число переходов, связанное с точностью поперечного сечения профиля.

Особенностью гибридной модели Т. Халмоса является учет суммарного угла подгибки полок, который, как отмечено в работе [2], является фиктивным. Для многоэлементных профилей его определение связано с неоднозначностью соотнесения выбранного элемента с его углами подгибки. Например, суммарный угол подгибки периферийного элемента может быть равен нулю, хотя углы подгибки других несущих полок могут быть значительными.

Другая особенность этой модели состоит в том, что в ней отсутствует зависимость числа переходов от количества зон изгиба профиля, хотя косвенно этот факт учитывается фактором формы F, принимающим значения в диапазоне от 1 до 1,5. Также отсутствует зависимость от параметров профилегибочного оборудования, например, межклетьевого расстояния. Последнее является ограничивающим фактором, влияющим на поведение заготовки в свободном пространстве между соседними парами роликов. Причем, протяженность зоны плавного перехода должна быть всегда меньше межклетьевого расстояния во избежание переформовки заготовки [3]. Добавочное число переходов, связанное с квалитетом сечения и применяемым методом профилирования, входит в модель аддитивным образом, что эквивалентно конструкторской поправке на число переходов.

Рассмотренные подходы к определению числа переходов в традиционном профилировании обладают раз-

личными недостатками и неприемлемы для МИД. Анализ технологии формовки МИД 260 типоразмеров гнутых профилей позволил проследить качественную картину процесса и получить частные зависимости, которые обобщены в предлагаемой модели числа переходов:

$$N = \frac{\Delta}{L_м \beta} \sqrt{\frac{H}{W}} \sqrt{\frac{s}{kT}} \frac{\sigma_s}{\sigma_в} \sqrt[3]{n}, \qquad (4)$$

где Δ – смещение кромки или характерной угловой зоны в вертикальной плоскости, содержащей оси рабочих валов клети последнего перехода, по отношению к соответствующим точкам плоской заготовки, мм; $L_м$ – межклетьевое расстояние профилировочного станка, мм; β – предельный угол "стеснения" заготовки, рад; k – квалитет сечения профиля; T – допуск размера сечения для квалитета k.

Мультипликативная модель (4) имеет состоятельную технологическую интерпретацию. Первый сомножитель в правой части дает число переходов для общей конфигурации профиля по условию ограничения на "стеснение" заготовки. Это видно из элементарных преобразований первого члена уравнения:

$$N' = \frac{\Delta}{L_м \beta}; \quad \beta = \frac{\Delta}{N' L_м}, \qquad (5)$$

где N' – число переходов общей конфигурации профиля.

Смещение кромки Δ в процессе формообразования существенно зависит от схемы формообразования и расположения профиля в последней паре роликов. Это видно на рис. 1 и в многочисленных примерах вариантов расположения профиля в последней паре роликов и схем формообразования, приведенных в работе [4]. Второе соотношение (5) показывает, что знаменатель содержит полную длину, на которой осуществляется формоизменение заготовки, а числитель является смещением кромки заготовки. Если наложить

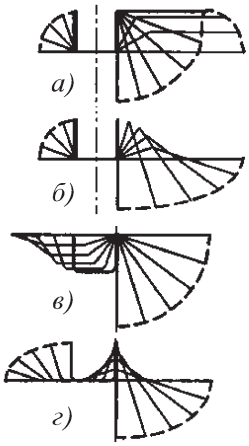


Рис. 1. Различие величин смещения кромки профиля при различных схемах формообразования профиля:
а–в – различие смещений слева и справа приводит к значительной скрутке; *г* – предпочтительная схема формообразования

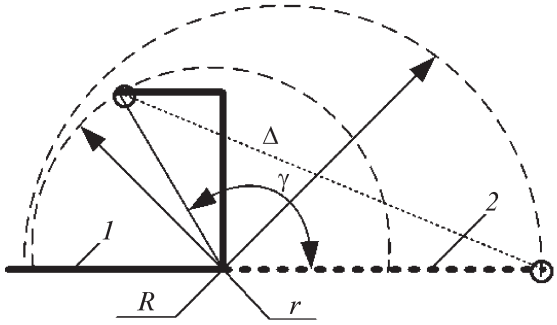


Рис. 2. К вычислению смещения кромки заготовки:
1 – профиль в окончательном калибре роликов; *2* – исходная заготовка

ограничение на угол β ("ноу-хау" разработчика), определяющего "стеснение" заготовки, то первое соотношение (5) даст число переходов для общей конфигурации профиля.

При выбранном расположении профиля в последнем роликовом калибре смещение кромки в соответствии с рис. 2 осуществляется по формуле

$$\Delta = \sqrt{R^2 + r^2 - 2Rr\cos\gamma}, \qquad (6)$$

где R, r – расстояние от точки подгибки до кромки плоской заготовки и до кромки полки на готовом профиле соответственно; γ – угол между линиями, соединяющими точку подгибки и кромки заготовки в разных положениях.

Второй сомножитель в формуле (4) напоминает фактор или функцию формы профиля, однако в отличие от функции формы М. Киути в соотношении (2), он не включает в себя число зон изгиба профиля и является безразмерным. Для широких профилей отношение высоты и ширины профиля содержится также в соотношении (2), что объясняется наличием эффекта "желобчатости" (прогиба донной части) при формообразовании широких профилей [1]. В то же время модель Т. Халмоса (3) этот эффект вовсе не учитывает, а фактор формы F введен, по-видимому, умозрительно.

Третий сомножитель в правой части уравнения (4) характеризует зависимость числа переходов от толщины заготовки и параметров точности. В методике А. Нойбауера и К.Н. Богоявленского число переходов линейно зависит от толщины заготовки, однако для одного и того же типа профиля с различной шириной подгибаемых полок, но одной толщины заготовки число переходов не может оставаться неизменным.

Согласно модели Т. Халмоса (3) с увеличением толщины заготовки число переходов уменьшается, хотя в практике профилирования с использованием МИД получены другие результаты. Модель (3) не учитывает контактные напряжения (а их учет очень важен при формовке материалов с покрытием), увеличивающиеся с ростом толщины заготовки. Следует отме-

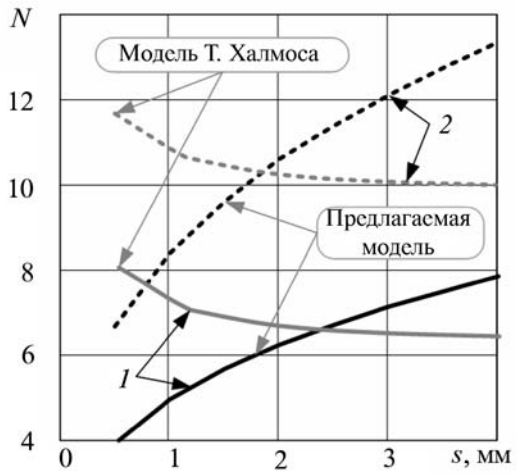


Рис. 3. Зависимость числа переходов *N* от толщины заготовки *s* при ширине дна формуемого профиля 70 мм:
1 – *H* = 30 мм; *2* – *H* = 60 мм

тить, что при интенсивном формообразовании уровень контактных напряжений выше, чем в ТП.

Рисунок 3 иллюстрирует различие зависимости числа переходов от толщины заготовки в предлагаемой модели и модели Т. Халмоса для 10-го квалитета точности сечения профиля. На рис. 3 также видно влияние высоты профиля (для простых конфигураций она может ассоциироваться с шириной подгибаемой полки). Для облегчения сопоставления допусков размеров сечения и самих размеров проведена аппроксимация соответствующих зависимостей для 10-го и 11-го квалитетов:

$$T = 1{,}1429\,H^2 + 10{,}743\,H + 58 \text{ (для 10-го квалитета);}$$

$$T = 1{,}4286\,H^2 + 19{,}429\,H + 88 \text{ (для 11-го квалитета).}$$

В предлагаемой модели механические характеристики учитываются четвертым сомножителем в уравнении (4). С повышением относительного удлинения этот сомножитель имеет тенденцию к уменьшению, поскольку различие между пределом текучести и пределом прочности до некоторой степени характеризует пластические свойства металла. В модели Т. Халмоса изменение этого показателя оказывает меньшее влияние на число переходов, чем в предлагаемой модели.

Число зон изгиба профиля в предлагаемой модели учитывается последним сомножителем в уравнении (4). В модели Т. Халмоса число зон изгиба профиля в явном виде не фигурирует, но подразумевается его учет в факторе формы. В модели М. Киути число зон изгиба входит линейно в функцию формы, однако число переходов зависит нелинейно от функции формы.

Проведенный анализ выбора из банка типовых решений при разработке технологий интенсивного деформирования показал, что такая зависимость достаточно корректна и не приводит к ошибке, превышающей 1 (один переход). При использовании МИД формовка нескольких элементов профиля происходит одновременно, что определяет сравнительно слабую зависимость числа переходов от числа зон изгиба. При последовательной формовке, присущей в ряде случаев ТП, эта зависимость могла бы быть более существенной.

В таблице приведены сравнительные данные по числу переходов согласно модели Т. Халмоса (3) и предлагаемой модели (4) для профилей, освоенных НПО "ИДМ" (г. Ульяновск). Материал профилей – мягкие низкоуглеродистые стали.

Анализ данных таблицы показал, что при интенсивном деформировании число переходов меньше, чем при ТП. Исключение составляет изготовление профиля из перфорированной заготовки (профиль, отмеченный **), а случай перфорации в предлагаемой модели не учтен. Обычно при проектировании в зависимости от формы и топологии отверстий расчетное число переходов увеличивается на 1–2 перехода. В модели Т. Халмоса наличие перфорации учитывается.

Сравнение расчетных и практических значений числа переходов, приведенных в таблице, показало их

Сравнительные данные по числу переходов для модели Т. Халмоса и предлагаемой модели для профилей

Размеры сечения профиля, мм	Эскиз сечения профиля	Расчетные значения числа переходов		Фактические значения для МИД
		Модель Т. Халмоса	Предлагаемая модель	
40×40×1,2		7,0	3,8	4
50×50×1,0		8,0	4,1	4
62×62×1,5		8,7	5,5	6
34×34×12×1,5		7,6	6,5	6*
39×30×9×1,5		7,0	6,0	6*
34×28×7×1,5		7,0	6,2	8*
30×28×1,5		6,7	5,1	5

Размеры сечения профиля, мм	Эскиз сечения профиля	Расчетные значения числа переходов		Фактические значения для МИД
		Модель Т. Халмоса	Предлагаемая модель	
32×31×14×1,5		6,9	5,2	6
60×26×2,0		6,4	4,4	6
34×28×1,5		6,7	6,5	6
30×68×2,0		11,7	7,8	8
32×25×1,5		6,6	4,5	6
30×31×1,5		6,9	6,0	6
35×27×1,5		6,7	6,0	6
37×36×11×1,5		6,8	5,8	6
20×35×14×1,5		6,3	5,4	6
20×15×6×1,5		6,3	4,5	6
100×58×2,5		10,0	8,6	8
85×23×0,8		7,2	6,8	8
50×34×2,0		7,3	5,8	6
45×27×14×1,5		6,8	7,0	6
35×20×1,4		6,4	4,4	6
22×35×12×1,5		7,5	5,2	8**

* Формовка по схеме углового профиля. ** Наличие перфорации.

достаточно хорошее соответствие. Среднеквадратичное отклонение для ошибок в выборе числа переходов в результате обработки данных таблицы с помощью программы Excel 2003 составляет: 1,07 (для ТП) и 0,74 (для МИД).

Таким образом, предлагаемую модель можно использовать в качестве инструментария определения числа переходов при производстве гнутых профилей методом интенсивного деформирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Метод, расчеты и технология интенсивного деформирования в роликах гнутых профилей типовой номенклатуры. Ульяновск: Изд-во УлГТУ "Венец", 2004. 246 с.

2. **Halmos T.** Roll Forming Handbook. Boca Raton: CRC Press, 2006. 583 p.

3. **Об оценке** длины зоны плавного перехода при подгибке узких полок с отбортовками в роликах / О.В. Мищенко, А.С. Баранов, В.А. Марковцев, В.И. Филимонов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 12. С. 28–33.

4. **Филимонов А.В., Филимонов С.В.** Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / под ред. проф. В.И. Филимонова. Ульяновск: УлГТУ, 2010. 206 с.

Вячеслав Викторович Лапин;
Вячеслав Иванович Филимонов, д-р техн. наук,
fwiumz@mail.ru;
Сергей Вячеславович Филимонов, канд. техн. наук;
Владимир Иванович Лапшин

УДК 621.771

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

Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела на примере осадки

Часть 2. Анализ условий пластичности*

Выполнен анализ напряженного состояния в элементарном объеме (конечном элементе или точке). Показано, что среднее главное нормальное напряжение не оказывает непосредственного влияния на требуемое напряжение текучести, а условие пластичности Треска–Сен-Венана является точным и достаточным. Приведены формулы, выражающие условие пластичности в зависимости от используемой для решения конкретной задачи системы координат и формы представления.

Ключевые слова: упругопластическое деформирование; математическое моделирование; напряженное состояние; элементарный объем; конечный элемент; условия пластичности.

Stressed state in elementary volume (such as finite element or point) is analysed. Proved that average principal normal stress does not affect required yielding flow stress, and Tresca–Saint-Venant's ductility conditions is precise and sufficient. Ductility conditions also shown in various formulation, depending on used solution for various representation forms and chosen coordinate system.

Keywords: plastoelastic deformation; mathematical simulation; stressed state; elementary volume; finite element; ductility conditions.

При решении задач теории пластической деформации и обработки металлов и сплавов давлением условие пластичности, например, необходимо для нахождения границ застойных зон, а используемые граничные принимаемые без учета условия пластичности нельзя считать достаточно корректными. Поэтому это условие должно быть точным и в то же время простым.

Наибольшую известность получили два условия пластичности. Условие пластичности Треска–Сен-Венана с учетом корректировки с помощью коэффициента Лоде имеет следующий вид:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta\sigma_s \ , \tag{17}$$

где β – коэффициент Лоде, учитывающий влияние среднего главного напряжения $\sigma_2, 1 \le \beta \le 2/\sqrt{3}$; σ_s – линейное сопротивление пластическому деформированию (линейное напряжение текучести).

Другое условие пластичности Губера–Мизеса–Генки, записанное в главных нормальных напряжениях:

$$\sigma_s = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} \ . \tag{18}$$

Условие (18) полностью совпадает с линейным условием пластичности Треска–Сен-Венана (17) без корректировки, т.е. при условии $\beta = 1$, только для осесимметричного состояния: $\sigma_2 = \sigma_3$. Для согласования условий (17) и (18) при плоском деформированном состоянии тела корректировка будет максимальной и достигает почти 16 %. Справедливость подхода к попытке согласовать условия пластичности (17) и (18) за счет внесения поправки в первое, а не в условие (18) вызывает сомнение. Кроме того, один из авторов условия (18) – Мизес, считал точным условие (17).

Для нахождения и выработки условия пластичности, как правило, используют прием, базирующийся на выделении из общего фактического напряжения долей, отдельно отвечающих за упругую и пластическую деформацию.

С другой стороны, известно, что разложение тензора напряжений на два – шаровой и девиатор – представляет, прежде всего, математическую операцию, которой не следует придавать безоговорочно физического смысла, т.е. например, считать, что тело находится под одновременным или последовательным действием двух независимых систем напряжений, эффекты которых складываются.

*Начало см. № 11. 2013.

Тем не менее остановимся на роли упругих составляющих главных нормальных напряжений. Представим, что нагружение от нуля и сначала до некоторого значения p_y, изотропного элементарного объема внешним полным напряжением p_o может происходить по двум крайним вариантам, где истина, возможно, лежит посередине.

По первому варианту полное напряжение p_o, имеющее линейный характер, в трехмерном пространстве изначально может быть представлено в виде трех составляющих $\sigma_{1y} = \sigma_{2y} = \sigma_{3y}$. Такое разложение характерно не только тем, что все компоненты равны, но и минимальны. Эти упругие составляющие направлены под углами

$$\varphi_{0iy} = \varphi_{01y} = \varphi_{02y} = \varphi_{03y} = \arccos\left(\frac{1}{\sqrt{3}}\right) = \arcsin\left(\frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right) = \mathrm{arctg}\,(\sqrt{2})\,. \tag{19}$$

по отношению к полному напряжению. Очевидно, что переход из упругого состояния в упругопластическое состояние может быть вызван отклонением главных напряжений от средней величины, т.е. их поворотом на некоторый угол, например, в плоскости главных направлений 1 и 3 на угол $\gamma_{s\,31}$. В этом случае разность главных напряжений (см. рис. 3) составляет

$$|\,\sigma_1 - \sigma_{1y}| + |\sigma_{3y} - \sigma_3| = \sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s\,, \tag{20}$$

что является необходимым условием для перехода из упругого состояния в упругопластическое состояние, а величина σ_s на рассматриваемый момент определяется свойством материала точки. Поскольку напряжения σ_1 и σ_3 являются крайними, то этого условия вполне достаточно, в то время как среднее напряжение σ_2, удовлетворяя неравенству (3), не может помешать выполнению условия (21), а является только его параллельным дополнением:

$$|\,\sigma_1 - \sigma_2| + |\sigma_2 - \sigma_3| = \sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s\,, \tag{21}$$

которое выполняется автоматически. Однако неравенство (3) обеспечивает баланс разностей трех главных напряжений

$$(\sigma_1 - \sigma_2) + (\sigma_2 - \sigma_3) + (\sigma_3 - \sigma_1) = 0\,. \tag{22}$$

Таким образом, изменение в пределах условия (3) среднего главного нормального напряжения σ_2 не может повлиять на линейное напряжение текучести $\sigma_{s\,13}$, а также на углы γ_{13} и $\gamma_{s\,13}$, так как они отражают свойство материала в данный рассматриваемый момент пластической деформации. Тем не менее напряжение σ_2 оказывает существенное значение на относительный характер напряженного состояния.

Допустим, что по мере нагружения элементарного объема внешней нагрузкой ее компоненты $\sigma_{1y} = \sigma_{2y} = \sigma_{3y}$ до перехода в упругопластическое состояние по величине и направлению будут расти одинаково. Затем будет происходить смена направлений, т.е. вместо $\varphi_{01y} = \varphi_{02y} = \varphi_{03y}$ на $\gamma_{p1} \neq \gamma_{p2} \neq \gamma_{p3}$ и поворот диаметральной плоскости, изначально перпендикулярной полному напряжению на угол $\gamma_{s\,31}$. Тогда переход к компонентам, когда в общем случае $\sigma_1 \neq \sigma_2 \neq \sigma_3$, и пластическая деформация возможны без изменения (роста) полного напряжения – $p_o = \mathrm{const}$. Таким образом, гипотетически, может быть объяснено наличие порога (площадки) текучести, наблюдаемого для ряда материалов при испытании на растяжение.

Отсутствие порога текучести также может быть объяснено, но на основании второго варианта развития и хода процесса нагружения в пределах упругости, который рассмотрен далее. Несмотря на то что в данном исследовании материал тела принято считать изотропным, реальный материал изначально будет обладать некоторой анизотропией. Это связано с тем, что для материалов, имеющих кристаллическое строение, на практике невозможно обеспечить полную равномерность внутренних сил – остаточных напряжений, так как они изначально связаны с получением материала и изготовлением из него полуфабрикатов.

Неравномерность закладывается уже при остывании расплава и кристаллизации, а также при последующей обработке. Термическая обработка или обработка давлением при определенных условиях позволяют как увеличить, так и уменьшить величину и равномерность распределения этих напряжений, но только в определенных границах. Поэтому распределение внешней нагрузки с самого начала может происходить неравномерно, т.е. $\sigma_{1y} \neq \sigma_{2y} \neq \sigma_{3y}$, как и в случае, когда тело или его отдельная точка переходит из упругого состояния в упругопластическое состояние, когда в общем случае $\sigma_1 \neq \sigma_2 \neq \sigma_3$. При этом главные напряжения стремятся к их минимальной разности и минимальным значениям, в то же время выполняя условия пластичности.

Чтобы условие пластичности выполнялось, требуется поворот диаметральной плоскости, перпендикулярной полному напряжению, на конкретные, свойственные данному материалу и его состоянию углы – $\gamma_{s\,12}$, $\gamma_{s\,23}$, $\gamma_{s\,31}$ или $\gamma_{s\,13}$, таким образом, чтобы концы (при растяжении) или начала (при сжатии) главных напряжений σ_1, σ_2, σ_3 лежали в этой плоскости.

В настоящее время условие возникновения пластических деформаций устанавливают на основе гипотез теории пластичности и экспериментов и связывают его с интенсивностью напряжений и вторым инвариантом девиатора напряжений. Для изотропного тела условие текучести – функция главных напряжений

$$f\,(\sigma_1,\ \sigma_2,\ \sigma_3) = K\,, \tag{23}$$

где K – константа материала, связанная с напряжением текучести.

Поскольку основными функциями компонент напряжения являются его инварианты I, условие пластичности (23) можно представить в следующем виде:

$$f\,[I_1(T_\sigma),\ I_2(T_\sigma),\ I_3(T_\sigma)] = K. \tag{24}$$

В настоящее время принято считать что, в большинстве задач влияние среднего напряжения (первого инварианта) и третьего инварианта $I_3(T_\sigma)$ на процесс формоизменения пренебрежимо мало, тогда условие текучести приобретает вид функции девиаторов напряжений $(\sigma_1 - \sigma)$, $(\sigma_2 - \sigma)$, $(\sigma_3 - \sigma)$ и тогда

$$f\,[I_2(T_\sigma)] = K, \tag{25}$$

т.е. зависит только от разностей главных напряжений.

Применение в теоретических исследованиях и использование в качестве величины, характеризующей гидростатическое давление:

$$\sigma = \sigma_{\text{а}} = \frac{I_1(T_\sigma)}{3} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}\,, \tag{26}$$

позволяет обнулить первый инвариант девиатора напряжений: $I_1(D_\sigma) = 0$ и получить условие пластичности (18).

В качестве величины, характеризующей гидростатическое давление, возможно использование других параметров, например, среднего геометрического напряжения

$$\sigma_{\text{г}} = \sqrt[3]{I_3(T_\sigma)} = \sqrt[3]{\sigma_1\ \sigma_2\ \sigma_3}\ . \tag{27}$$

На практике выполняется неравенство

$$\sigma_{\text{г}} < \sigma_{\text{а}} < p_{\text{у}}\,, \tag{28}$$

где $p_{\text{у}}$ – упругая часть полного напряжения $p_{\text{о}}$.

При выполнении расчетов получили, что численное значение $\sigma_{\text{а}}$ отличается от $\sigma_{\text{г}}$ примерно на 1 % и, следовательно, при некотором допустимом уровне точности использование его численного значения для расчетов является более простым и приемлемо для практики. Однако с научной точки зрения такой подход является неприемлемым.

Предварительный анализ, проведенный в ходе данного теоретического исследования, показал, что если в качестве гидростатического давления принимать среднее геометрическое напряжение $\sigma_{\text{г}}$, определяемое формулой (27), то величина, необходимая для согласования условий пластичности (17) и (18), не уменьшается, а возрастает. Поэтому далее была предпринята попытка, где в качестве гидростатического давления была принята величина $p_{\text{у}}$.

На рис. 2 и 3 видно, что полное напряжение, его проекции на координатные плоскости, эллипсоиды (эллипсы) главных напряжений и сфера (окружность), образованная упругими напряжениями, всегда пересекаются в одной точке. Эта точка условно делит полное напряжение на две части. Можно предположить, что если элементарный объем находится в упругом состоянии, то часть полного напряжения или проекция на координатную плоскость, находящиеся внутри эллипсоидов, количественно отвечают за упругое изменение объема, а оставшаяся часть – за упругое изменение формы (упругую деформацию). Если полное напряжение переводит элементарный объем в упругопластическую стадию деформации, то часть полного напряжения $p_{\text{о}}$, находящаяся вне эллипсоида, по-прежнему отвечает за изменение формы, но уже пластическое $p_{\text{п}}$, т.е. необратимое. При этом выполняются следующие равенства:

$$\begin{gathered} p_{\text{о}} = p_{\text{у}} + p_{\text{п}}\ ;\ p_{\text{у}} = \frac{p_{\text{о}}}{\operatorname{tg}\varphi_{0i\text{у}}} = \frac{p_{\text{о}}}{\sqrt{2}} = \sigma_{i\text{у}}\ \sin\varphi_{0i\text{у}}\,; \\ p_{\text{п}} = p_{\text{о}}\ (1 - \operatorname{ctg}\varphi_{0i\text{у}}) = p_{\text{о}}\left(1 - \frac{1}{\sqrt{2}}\right) = \sigma_{i\text{у}}\left(\frac{1}{\cos\varphi_{0i\text{у}}} - \frac{1}{\sin\varphi_{0i\text{у}}}\right). \end{gathered} \tag{29}$$

В связи с этим, можно предположить, что отношение

$$\frac{p_{\text{у}}}{p_{\text{о}}} = \operatorname{ctg}\varphi_{0i\text{у}} = \frac{1}{\sqrt{2}} = 0{,}707 \tag{30}$$

отражает среднее соотношение, наблюдаемое на практике $\sigma_т / \sigma_в$ или $\sigma_{0,2} / \sigma_в$: 0,6...0,7 для малоуглеродистых сталей и 0,7...0,8 для высокоуглеродистых и легированных сталей.

Тогда в соответствии с формулами (25) и (26) вместо традиционного гидростатического давления $\sigma = \sigma_а$ принято $p_у = p_о / \sqrt{2}$, и в результате получено условие пластичности в следующем виде:

$$\sigma_s = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{I_2(D_\sigma)} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{2} - \sqrt{\frac{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2}{2}}, \tag{31}$$

где требуемая величина корректировки по сравнению с условием пластичности (18) снижается и колеблется от –3 до +7 %, т.е. амплитуда составляет не более 10 %.

Поэтому был сделан промежуточный вывод о том, что последующий, т.е. более уточненный анализ напряженного состояния в точке должен ориентироваться на более детальный учет: по каждому главному направлению индивидуально, упругих составляющих $\sigma_{1у}$, $\sigma_{2у}$, $\sigma_{3у}$ полного напряжения $p_о$. Это возможно на основании использования второго варианта развития и хода процесса упругого нагружения, и поскольку $\sigma_1 \neq \sigma_2 \neq \sigma_3$, то в этом случае их упругие составляющие тоже должны быть неравны и тогда

$$T_{\sigma о} = T_{\sigma у} + T_{\sigma п}, \tag{32}$$

$$T_{\sigma у} = \begin{bmatrix} \sigma_3 \sin\varphi_{03у} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 \sin\varphi_{02у} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_1 \sin\varphi_{01у} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_3 \cdot \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 \cdot \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_1 \cdot \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}} \end{bmatrix}, \tag{33}$$

$$T_{\sigma п} = \begin{bmatrix} \sigma_3 (1 - \sin\varphi_{03у}) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 (1 - \sin\varphi_{02у}) & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_1 (1 - \sin\varphi_{01у}) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_3 \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right) & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_1 \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right) \end{bmatrix}. \tag{34}$$

Инварианты характеристического уравнения тензора (34):

– линейный

$$I_1(T_{\sigma п}) = \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right)(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3); \tag{35}$$

– квадратичный

$$I_2(T_{\sigma п}) = \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right)^2 (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1); \tag{36}$$

– кубический

$$I_3(T_{\sigma п}) = \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}\right)^3 \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3. \tag{37}$$

Все эти инварианты оказывают влияние на условие пластичности и могут входить в него, что будет приведено ниже после рассмотрения трех вариантов записи условия пластичности. Однако условие пластичности наиболее рационально может быть определено из следующего выражения:

$$\sigma_s = \left(\frac{K_{р.о}}{\sqrt{2}}\right) \sqrt{I_2(T_{оп})}; \quad K_{р.о} = \sqrt{\frac{\sigma_1^2 + 2\,\sigma_3^2}{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2}}, \tag{38}$$

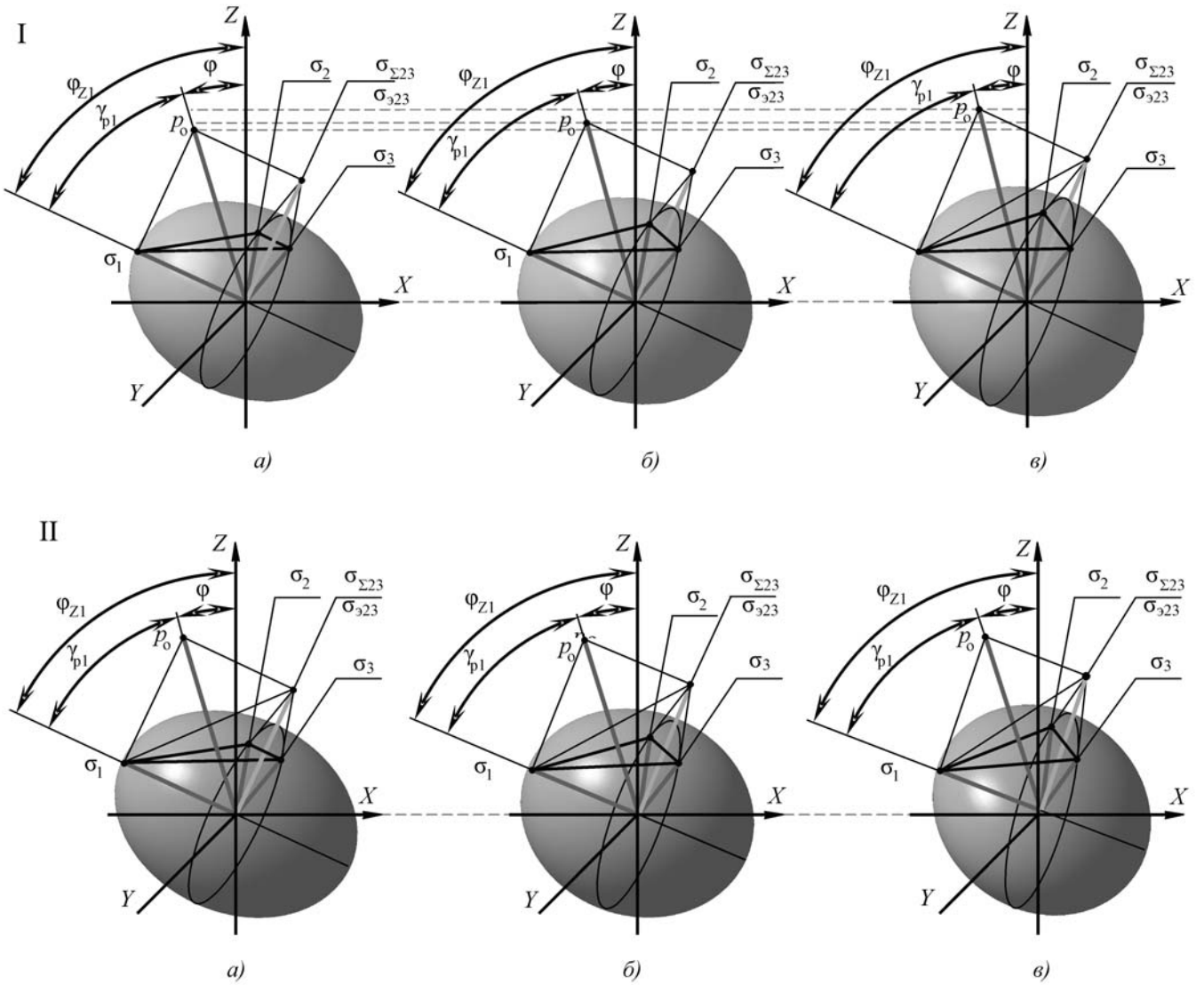


Рис. 7. Влияние среднего главного нормального напряжения σ_2 на напряженное состояние в точке:
I – $\sigma_{s\,13}$, γ_{13}, $\gamma_{s\,13}$, σ_1, σ_3 – const; σ_2, p_o – var;
II – $\sigma_{s\,13}$, γ_{13}, $\gamma_{s\,13}$, p_o – const; σ_1, σ_2, σ_3 – var;
а – осесимметричное напряженное состояние $\sigma_2 = \sigma_3$; *б* – плоское деформированное состояние: $\sigma_2 = \sqrt{(\sigma_1^2 + \sigma_3^2)/2}$; *в* – осесимметричное напряженное состояние $\sigma_2 = \sigma_1$

где $K_{p.o}$ – коэффициент, учитывающий рост полного напряжения p_o (10 %) при изменении среднего напряжения от $\sigma_2 = \sigma_3$ до $\sigma_2 = \sigma_1$, т.е. отношения полного напряжения при осесимметричном напряженном состоянии $\sigma_2 = \sigma_3$ к полному напряжению, определяемому для рассматриваемого конкретного случая (рис. 1).

На рис. 7 приведены крайние случаи, которые предполагают и теоретически устанавливают рамки, в которых могут изменяться исследуемые параметры.

Так, на рис. 7 показано, что переход от осесимметричного состояния ($\sigma_2 = \sigma_3$) к плоскодеформированному состоянию, а затем к другому осесимметричному состоянию ($\sigma_2 = \sigma_1$), что изменение, т.е. увеличение среднего напряжения σ_2 в случае, если остальные параметры останутся неизменными, приводит к росту полного напряжения и, следовательно, углы γ_{p1} и φ_{z1} увеличиваются.

В другом случае (см. рис. 7, II), когда полное напряжение и сопротивление пластическому деформированию остаются прежними, переход от первого осесимметричного состояния ко второму возможен только за счет снижения главных нормальных напряжений σ_1 и σ_3 и, следовательно, углы γ_{p1} и φ_1 уменьшаются.

Известно, что при испытаниях на растяжение с ростом внешней нагрузки сопротивление пластической деформации σ_s возрастает. Или, наоборот, с увеличением деформации возрастает необходимое для этого напряжение текучести σ_s, которое увеличивает потребную силу, необходимую для продолжения деформации. Следовательно, анализ влияния среднего напряжения σ_2 на сопротивление пластической деформации σ_s будет полностью корректен только при обеспечении условия, что при этом полное напряжение p_o не изменяется при изменении σ_2, что возможно только при одновременном изменении всех трех главных напряжений (см. рис. 7, II).

Тогда с учетом подстановки в выражение (34) формулы (32) и преобразований было получено условие пластичности, которое может быть записано в трех следующих вариантах:

$$\sigma_s = \left(\frac{\sqrt{3}-\sqrt{2}}{2\sqrt{2}}\right)\sqrt{(\sigma_1^2 + 2\,\sigma_3^2)\left(\frac{(\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3)^2}{\sigma_1^2+\sigma_2^2+\sigma_3^2}-1\right)}, \tag{39.1}$$

или

$$\sigma_s = \left(\frac{\sqrt{3}-\sqrt{2}}{2}\right)\sqrt{(\sigma_1^2 + 2\,\sigma_3^2)\,\frac{\sigma_1\,\sigma_2+\sigma_2\sigma_3+\sigma_3\sigma_1}{\sigma_1^2+\sigma_2^3+\sigma_3^2}}, \tag{39.2}$$

или

$$\sigma_s = \left(\frac{\sqrt{3}-\sqrt{2}}{2}\right)\sqrt{(\sigma_1^2 + 2\,\sigma_3^2)\left(\frac{1}{\sigma_1}+\frac{1}{\sigma_2}+\frac{1}{\sigma_3}\right)\frac{\sigma_1\,\sigma_2\,\sigma_3}{\sigma_1^2+\sigma_2^2+\sigma_3^2}}, \tag{39.3}$$

т.е. в виде функций, включающих в себя выраженные в явном виде: первый, второй и третий инварианты соответственно.

Условия пластичности (39.1)–(39.3) являются тождественными. Расчеты показали, что погрешность результатов по отношению к условию (40) колеблется от +0,5 до +0,9 %, т.е. дают завышенную оценку, но в пределах 1 %. Причем погрешность максимальна при условии $\sigma_2 = p_o / \sqrt{3}$.

Таким образом, приведенные выше результаты исследований [4] позволяют согласиться с мнением Мизеса о том, что условие пластичности Треска–Сен-Венана является точным, а следовательно, его можно и нужно использовать без всяких поправок независимо от величины среднего главного напряжения:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s = \sigma_{s\,13}. \tag{40}$$

Среднее главное напряжение σ_2 не влияет на условие пластичности, но изменяясь в пределах условия (19), оказывает заметное влияние на напряженное состояние точки.

Таким образом, анализ напряженного состояния, выполненный на основании более детального учета влияния фактора упругости, позволил получить условие пластичности (39) и в результате этого сделать выводы о том, что среднее главное нормальное напряжение σ_2 не оказывает непосредственного влияния на требуемое напряжение текучести $\sigma_{s\,13}$.

Условие пластичности Треска–Сен-Венана (40), как и считал Мизес, является точным и достаточным. Поэтому именно это условие с учетом свойств элементарного объема, рассмотренных в первой части статьи, и инвариантности, использование которой будет рассмотренно в следующей части данной работы, позволило успешно продолжать теоретические исследования напряженного состояния в элементарном объеме [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

4. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Анализ напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела / Наукоемкие технологии в машиностроении и авиастроении: материалы IV Междунар. науч.-техн. конф. В 2 ч. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2012. Ч. II. С. 127–132.

5. **Мамаев В.Б., Мамаев М.В.** Разработка основ метода траекторий главных направлений / Наукоемкие технологии в машиностроении и авиастроении: материалы IV Междунар. науч.-техн. конф. В 2 ч. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2012. Ч. II. С. 132–137.

(Продолжение следует.)

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

УДК 62-419.5

Л.С. Кохан, В.И. Пунин*, А.В. Шульгин, Ю.А. Морозов
*(Московский государственный вечерний металлургический институт, * ООО "Ростяжмаш")*

Производство гнутых слоистых коррозионно-стойких профилей

Рассмотрен технологический процесс изготовления гнутого профиля методом порошковой металлургии. Коррозионная стойкость обеспечивается слоистой засыпкой композитного материала Fe–Ni–Cr, в которой внешнее расположение никеля и хрома защищает внутренний слой наиболее подверженного коррозии железа.

Ключевые слова: компактирование; композитный материал; плотность; пористость; прокатка; гибка; деформация; сила.

Technological process of production of bent profile by powder metallurgy method is considered. Corrosion resistance is provided layered covering composite Fe–Ni–Cr in which external arrangement of nickel and chrome protects inside layer of the iron most subject to corrosion.

Keywords: compaction; composite; density; porosity; rolling; flexible; deformation; power.

Для гнутых профилей, работающих в условиях коррозионной нагрузки, широко применяют хромоникелевые стали и композитные материалы на основе железных, никелевых и хромистых порошков.

При проектировании композитов целесообразным является использование слоистой засыпки, позволяющей наиболее прочному, но и подверженному коррозии компоненту – железу – располагаться внутренним слоем под защитой более коррозионно-стойких металлов.

С этой целью рассмотрим технологический процесс получения трехслойного композитного материала Fe–Ni–Cr с последующим изготовлением из него гнутого профиля.

1. В штампе для компактирования выбираем прямоугольную заготовку размерами 6×30×100 мм ($h_0 \times b \times l$), назначаем соответствующие массовые доли компонентов: m_{Fe} = 50 г и $m_{Ni} = m_{Cr}$ = 10 г (рис. 1).

Устанавливаем соответствующие концентрации металлических порошков:

$$K_{Fe} = 0{,}714; \quad K_{Ni} = K_{Cr} = 0{,}143.$$

При начальной плотности шихты $\rho_ш$ = 0,35 высота каждого слоя засыпки, например, железа

$$h_{Fe} = \frac{1000\, m_{Fe}}{b\, l\, \gamma_{Fe}\, \rho_ш} = 6{,}03 \text{ мм},$$

где γ – удельная масса металлического порошка; γ_{Fe} = 7,9 г/см^3; γ_{Ni} = 9,0 г/см^3; γ_{Cr} = 7,15 г/см^3.

Аналогично рассчитывают высоты слоев никеля и хрома: h_{Ni} = 1,06 мм; h_{Cr} = 1,33 мм.

Тогда общая высота шихтовой засыпки $h_ш = h_{Fe} + h_{Ni} + h_{Cr} = 8{,}42$ мм, что определяет обжатие при компактировании ε и, соответственно, плотность полученного композита ρ_0:

$$\varepsilon = \frac{h_ш - h_0}{h_ш} = 0{,}287; \quad \rho_0 = \frac{\rho_ш}{1-\varepsilon} = 0{,}491.$$

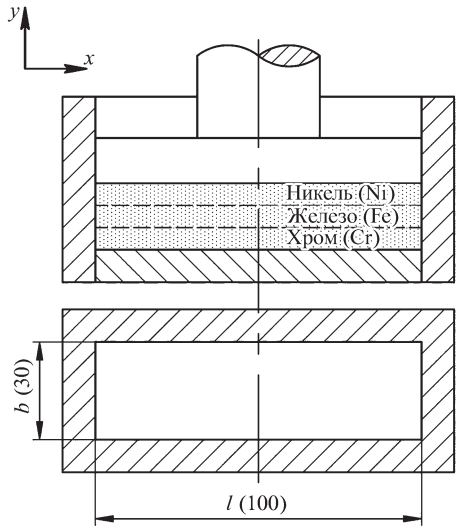


Рис. 1. Схема штампа для компактирования

Относительная внутренняя работа компактирования устанавливается с использованием метода баланса работ:

$$\bar{A}_{\text{внутр}} = \bar{A}_{\text{д}} + \bar{A}_{\text{тр}} = 43\,607{,}2 \ \text{мм}^3,$$

где $A_{\text{д}}$ – относительная работа деформирования

$$\bar{A}_{\text{д}} = V\,\rho_0 \ln\frac{1}{1-\varepsilon} = 2989{,}7 \ \text{мм}^3,$$

V – объем заготовки; $\bar{A}_{\text{тр}}$ – относительная работа трения, осуществляемая по торцу пуансона, дну и боковым поверхностям матрицы при коэффициенте контактного трения $f = 0{,}3$:

$$\bar{A}_{\text{тр}} = f\left[\frac{bl}{3}(b+l) + a_1(b+l)h_{\text{ш}}^2\right] = 40\,617{,}5 \ \text{мм}^3,$$

где a_1 – константа пористости композита, устанавливаемая связью высотных и продольных напряжений в условии пластичности Губера-Мизеса и зависящая от материала заготовки, температурных условий и плотности [1]:

$$a_1\,\sigma_y - a_2\,\sigma_x = a_0\,\sigma_{\text{т}}.$$

Для исследуемых металлических порошков константы пористости составляют:

$$a_{1\,\text{Fe}} = 0{,}588; \quad a_{0\,\text{Fe}} = 0{,}049;$$

$$a_{1\,\text{Ni}} = 0{,}608; \quad a_{0\,\text{Ni}} = 0{,}055;$$

$$a_{1\,\text{Cr}} = 0{,}546; \quad a_{0\,\text{Cr}} = 0{,}04.$$

Устанавливаем

$$a_1 = a_{1\,\text{Fe}}\,K_{\text{Fe}} + a_{1\,\text{Ni}}\,K_{\text{Ni}} + a_{1\,\text{Cr}}\,K_{\text{Cr}} = 0{,}585.$$

Относительная внешняя работа компактирования

$$\bar{A}_{\text{внешн}} = b\,l\,(h_{\text{ш}} - h_0)\,\bar{\sigma}_{\text{ср}} = 7260\,\bar{\sigma}_{\text{ср}},$$

откуда относительное среднее давление компактирования

$$\bar{\sigma}_{\text{ср}} = \frac{\sigma_{\text{ср}}}{\sigma_{\text{т}}} = \frac{\bar{A}_{\text{внутр}}}{\bar{A}_{\text{внешн}}} = 6{,}0.$$

Как показывает практика, при плотностях композита менее 70 % упрочнение не влияет на силовой процесс, поэтому связь плотностей определяет равенство давлений

$$\sigma_{\text{т}} = \sigma_{\text{т}\,i}\,\rho = \text{const}.$$

Откуда для пар Ni–Fe и Fe–Cr плотности:

$$\rho_{\text{Ni}} = \left(\frac{\sigma_{\text{т Fe}}}{\sigma_{\text{т Ni}}}\right)^{1/n_{\text{Ni}}} \rho_{\text{Fe}}^{n_{\text{Fe}}/n_{\text{Ni}}};$$

$$\rho_{\text{Cr}} = \left(\frac{\sigma_{\text{т Fe}}}{\sigma_{\text{т Cr}}}\right)^{1/n_{\text{Cr}}} \rho_{\text{Fe}}^{n_{\text{Fe}}/n_{\text{Cr}}},$$

где $\sigma_{\text{т}}$ – сопротивление пластической деформации при горячем процессе компактирования,

$\sigma_{\text{т Fe}} = 100$ МПа; $\sigma_{\text{т Ni}} = 70$ МПа; $\sigma_{\text{т Cr}} = 60$ МПа;

n – показатель пористости металлического порошка,

$$n_{\text{Fe}} = 3{,}0;\ n_{\text{Ni}} = 2{,}3;\ n_{\text{Cr}} = 2{,}15.$$

Далее рассчитываем

$$\sigma_{\text{Ni}} = 1{,}168\,\rho_{\text{Fe}}^{1{,}304} \ \text{и}\ \sigma_{\text{Cr}} = 1{,}268\,\rho_{\text{Fe}}^{1{,}395}.$$

Линеаризуем степенные функции в зависимость вида

$$\rho_{\text{Ni}} = A\rho_{\text{Fe}} + B.$$

В интервале $\rho_{\text{Fe}} = 0{,}4...0{,}8$, соответственно,

$$\rho_{\text{Ni}} = 0{,}354...0{,}873 \ \text{и}\ \rho_{\text{Cr}} = 0{,}353...0{,}929,$$

что определяет следующие линейные зависимости их связей:

$$\rho_{\text{Ni}} = 1{,}297\,\rho_{\text{Fe}} - 0{,}165 \ \text{и}\ \rho_{\text{Cr}} = 1{,}44\,\rho_{\text{Fe}} - 0{,}223.$$

При найденной плотности заготовки под прокатку

$$\rho_0 = 0{,}491 = \sum \rho_i\,K_i, \qquad (1)$$

предельная плотность железного порошка

$$\rho_{\text{Fe}} = \frac{\rho_0 + 0{,}165\,K_{\text{Ni}} + 0{,}223\,K_{\text{Cr}}}{K_{\text{Fe}} + 1{,}297\,K_{\text{Ni}} + 1{,}44\,K_{\text{Cr}}} = 0{,}494.$$

Плотности других компонентов композита (1)

$$\rho_{\text{Ni}} = 0{,}476; \quad \rho_{\text{Cr}} = 0{,}488.$$

Проверяем

$$\rho_0 = \rho_{\text{Fe}}\,K_{\text{Fe}} + \rho_{\text{Ni}}\,K_{\text{Ni}} + \rho_{\text{Ni}}\,K_{\text{Ni}} = 0{,}491.$$

Соответственно, сопротивления пластической деформации слоев:

$$\sigma_{\text{Fe}} = \sigma_{\text{т Fe}}\,\rho_{\text{Fe}}^{n_{\text{Fe}}} = 12{,}06 \ \text{МПа};$$

$$\sigma_{\text{Ni}} = 12{,}7 \ \text{МПа}; \quad \sigma_{\text{Cr}} = 12{,}83 \ \text{МПа}.$$

Отличие результатов составляет не более 7 %. Среднее значение $\sigma_{\text{т}} = 12{,}53$ МПа.

С полученными результатами сила горячего компактирования:

$$P = \sigma_{\text{т}}\,\bar{\sigma}_{\text{ср}}\,b\,l = 0{,}226 \ \text{МН}.$$

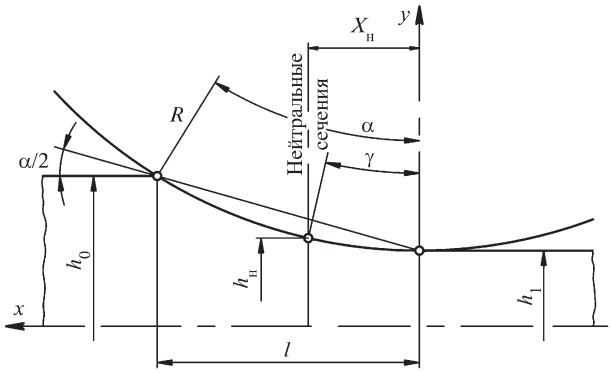


Рис. 2. Двухходовая модель контакта валка и полосы

Экспериментальная сила компактирования 0,22 МН, что обусловливает практически полное совпадение результатов.

После выталкивания заготовки из штампа проводится ее спекание в нейтральной газовой среде, что увеличивает плотность композита еще на 2...3 % при одновременной его усадке ρ_0 = 0,506; h_0 = 5,83 мм.

2. Следующий этап обработки связан с горячей прокаткой заготовки 5,83×30×100 мм ($h_0 \times b_0 \times l_0$) на двухвалковом стане с катающим радиусом валков R = 150 мм до толщины h_1 = 4,0 мм (рис. 2).

Деформация обжатия

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0} = 0{,}314 .$$

Устанавливаем плотность прокатанной заготовки. Для этого определяем изменение ее линейных размеров – уширение и удлинение с использованием эмпирической зависимости средневероятностного уширения [2] :

$$b_1 = b_0 + 0{,}412\ \varepsilon \sqrt{R\, h_0\, \varepsilon} = 32{,}14 \text{ мм};$$

$$l_1 = l_0 \left(1 + 0{,}412\ \varepsilon \frac{b_0}{l_0}\right) = 103{,}9 \text{ мм}.$$

Из условия постоянства плотностей

$$h_0\, b_0\, l_0\, \rho_0 = h_1\, b_1\, l_1\, \rho_1 = \text{const},$$

определяют плотность композита после прокатки

$$\rho_1 = \frac{h_0\ b_0\ l_0}{h_1\ b_1\ l_1}\, \rho_0 = 0{,}663 .$$

При такой плотности упрочнение полосы также отсутствует. Например, для слоя "Fe" коэффициент упрочнения [1]:

$$k_{упр} = (1{,}74\ \varepsilon + 1)\, \rho_1^n = 0{,}49 < 1{,}0 ,$$

где n – показатель пористости композита

$$n = n_{Fe}\ K_{Fe} + n_{Ni}\ K_{Ni} + n_{Cr}\ K_{Cr} = 2{,}78 .$$

Далее переходим к определению силовых параметров процесса прокатки. При отсутствии натяжения при прокатке $\xi_0 = \xi_1 = 1{,}0$ предварительным итерационным перебором устанавливаем $Z = h_0 / h_н = 1{,}352$ и тогда толщина полосы в нейтральном сечении [2, 3]:

$$h_н = \frac{h_0}{Z} = 4{,}312 \text{ мм}.$$

Нейтральный угол

$$\gamma = \arccos\left(1 - \frac{h_н - h_1}{2\,R}\right) = 2{,}61^\circ .$$

Угол захвата

$$\alpha = \sqrt{\frac{h_0}{R}\,\varepsilon} = 0{,}1105 \text{ рад } (6{,}33^\circ) .$$

Параметры прокатки при коэффициенте трения f = 0,3:

$$\delta_0 = \frac{f}{\operatorname{tg}\dfrac{\alpha+\gamma}{2}} = 3{,}838 \text{ и } \delta_1 = \frac{f}{\operatorname{tg}\dfrac{\gamma}{2}} = 13{,}169 .$$

С полученными значениями относительное давление на границе участков отставания и опережения [1]:

$$\bar{\sigma}_{от} = \frac{1}{\delta_0 + a_1 - 1} \times \left\{ [\xi_0\,(\delta_0 + a_1 - 1) - a_0] \left(\frac{h_0}{h_н}\right)^{\frac{\delta_0 + a_1 - 1}{a_1}} + a_0 \right\}; \quad (2а)$$

$$\bar{\sigma}_{оп} = \frac{1}{\delta_1 - a_1 + 1} \times \left\{ [\xi_1\,(\delta_1 - a_1 + 1) + a_0] \left(\frac{h_н}{h_1}\right)^{\frac{\delta_1 - a_1 + 1}{a_1}} - a_0 \right\}, \quad (2б)$$

где a_0 – константа пористости композита

$$a_0 = a_{0\,Fe} K_{Fe} + a_{0\,Ni} K_{Ni} + a_{0Cr}\ K_{Cr} = 0{,}049 .$$

В результате получаем (2)

$$\bar{\sigma}_{от} = 5{,}771; \quad \bar{\sigma}_{оп} = 5{,}737 .$$

Различие менее 1 % определяет правильность выбора высоты нейтрального сечения и параметров прокатки, что позволяет перейти к расчетам кинематических и силовых параметров очага деформации.

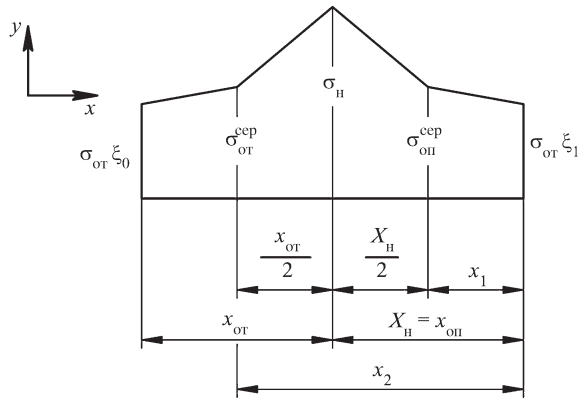


Рис. 3. Расчетная эпюра напряжений при прокатке

3. Относительное давление в нейтральном сечении устанавливаем как среднеарифметическое

$$\overline{\sigma}_{н} = \frac{\overline{\sigma}_{от} + \overline{\sigma}_{оп}}{2} = 5{,}754 .$$

Горизонтальная проекция дуги захвата

$$l = \sqrt{R\, h_0\, \varepsilon} = 16{,}57 \text{ мм}.$$

Координата длины в нейтральном сечении и протяженность зон опережения и отставания (рис. 3):

$$X_{н} = x_{оп} = R \sin\gamma = 6{,}83 \text{ мм};$$

$$x_{от} = l - x_{оп} = 9{,}74 \text{ мм}.$$

Координаты середины каждой зоны

$$x_1 = \frac{x_{оп}}{2} = 3{,}415 \text{ мм}; \quad x_2 = X_{н} + \frac{x_{от}}{2} = 11{,}7 \text{ мм}.$$

Толщина полосы в середине зон опережения и отставания

$$h_{оп}^{сер} = h_1 + 2(R - \sqrt{R^2 - x_1^2}) = 4{,}078 \text{ мм};$$

$$h_{от}^{сер} = h_1 + 2\,(R - \sqrt{R^2 - x_2^2}) = 4{,}914 \text{ мм}.$$

Относительное давление в середине каждой зоны (2):

$$\overline{\sigma}_{от}^{сер} = 2{,}694; \quad \overline{\sigma}_{оп}^{сер} = 1{,}568 .$$

Учитывая напряжение в нейтральном сечении, среднее давление по зонам отставания и опережения:

$$\overline{\sigma}_{от} = \frac{\xi_0 + 2\,\overline{\sigma}_{от}^{сер} + \overline{\sigma}_{н}}{4} = 3{,}036;$$

$$\overline{\sigma}_{оп} = \frac{\overline{\sigma}_{н} + 2\,\sigma_{оп}^{сер} + \xi_1}{4} = 2{,}473 .$$

Общее среднее относительное давление прокатки при $\gamma / \alpha = 0{,}412$:

$$\overline{\sigma}_{ср} = \overline{\sigma}_{от}\left(1 - \frac{\gamma}{\alpha}\right) + \overline{\sigma}_{оп}\,\frac{\gamma}{\alpha} = 2{,}804 .$$

Относительное плечо момента прокатки:

$$\psi = \frac{\overline{\sigma}_{от}\left(1 - \frac{\gamma}{\alpha}\right)^2 + \overline{\sigma}_{оп}\left(\frac{\gamma}{\alpha}\right)^2}{\overline{\sigma}_{ср}} = 0{,}524 .$$

Абсолютные силовые параметры определяем через плотность компонентов композита. Так, при его плотности $\rho_1 = 0{,}663$ устанавливаем плотность железа

$$\rho_{Fe} = \frac{\rho_1 + 0{,}165\, K_{Ni} + 0{,}223\, K_{Cr}}{K_{Fe} + 1{,}297\, K_{Ni} + 1{,}44\, K_{Cr}} = 0{,}65 .$$

Плотности других компонентов композита (1):

$$\rho_{Ni} = 0{,}678; \quad \rho_{Cr} = 0{,}713 .$$

Соответственно сопротивления пластической деформации слоев:

$$\sigma_{Fe} = \sigma_{т\,Fe}\, \rho_{Fe}^{n_{Fe}} = 27{,}46 \text{ МПа};$$

$$\sigma_{Ni} = 28{,}64 \text{ МПа}; \quad \sigma_{Cr} = 29{,}0 \text{ МПа}.$$

Среднее значение $\sigma_{т} = 28{,}37$ МПа.

С полученными результатами сила прокатки:

$$P = \sigma_{т}\, \overline{\sigma}_{ср}\, b_1\, l = 0{,}042 \text{ МН}.$$

Определяем крутящий момент в двух валках стана:

$$M_{кр} = 2\, P \psi\, l = 0{,}73 \text{ кН}\cdot\text{м}.$$

При скорости прокатки $v = 1{,}5$ м/с и угловой скорости $\omega = v / R = 10$ 1/с определим мощность прокатки:

$$N = M_{кр}\, \omega = 7{,}3 \text{ кВт}.$$

4. Далее из полученного подката методом холодной гибки профиля формируется уголок толщиной 4 мм с фиксированным наружным радиусом $R_1 = \text{const} = 7{,}0$ мм (рис. 4).

Из условия равенства протяженности растянутых и сжатых слоев материала в очаге деформации и равенстве по модулю тангенциальных деформаций условие равновесия нейтрального сечения [4]:

$$\frac{1 - Z_1}{Z_1} = \frac{\sqrt{5 Z_1^2 - 8 Z_1 \frac{R_2}{R_1} + 4\left(\frac{R_2}{R_1}\right)^2} - Z_1}{Z_1 - 2\frac{R_2}{R_1} + \sqrt{5 Z_1^2 - 8 Z_1 \frac{R_2}{R_1} + 4\left(\frac{R_2}{R_1}\right)^2}},$$

где $Z_1 = R_{н} / R_1$ – положение нейтрального сечения.

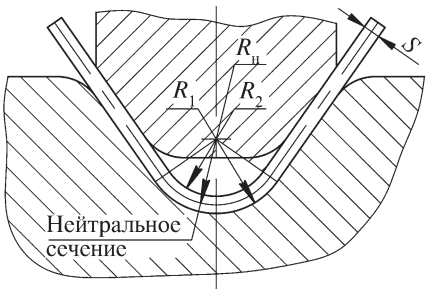


Рис. 4. Конструктивная схема углового штампа

При толщине заготовки $S = 4{,}0$ мм и внутреннем радиусе

$$R_2 = R_1 - S = 3{,}0 \text{ мм}$$

указанное условие принимает вид

$$\frac{1 - Z_1}{Z_1} = \frac{\sqrt{5Z_1^2 - 8Z_1\frac{3{,}0}{7{,}0} + 4\left(\frac{3{,}0}{7{,}0}\right)^2} - Z_1}{Z_1 - 2\frac{3{,}0}{7{,}0} + \sqrt{5Z_1^2 - 8Z_1\frac{3{,}0}{7{,}0} + 4\left(\frac{3{,}0}{7{,}0}\right)^2}}.$$

Методом итерации устанавливается $Z_1 = 0{,}782$, тогда радиус нейтрального сечения

$$R_н = Z_1 R_1 = 5{,}474 \text{ мм}.$$

Отметим, что наружный радиус уголка будет определяться конструктивным исполнением деформирующего инструмента – штампа:

$$R_{нар} = R_1 = 7{,}0 \text{ мм}.$$

Внутренний радиус под действием радиальной деформации будет увеличиваться, принимая новое условное значение

$$R_{вн} = R_2 + (R_н - R_2)\,\varepsilon_{r\,вн}. \qquad (3)$$

Для его определения вначале устанавливаем значения тангенциальных деформаций в растянутом (наружном) и сжатом (внутреннем) слоях:

$$\varepsilon_{\theta\,нар} = \frac{1 - Z_1}{Z_1} = 0{,}279;$$

$$\varepsilon_{\theta\,вн} = -\varepsilon_{\theta\,нар} = -0{,}279.$$

Принимая допущение о плосконапряженном состоянии материала, исходя из условия постоянства объема, радиальная деформация сжатого слоя:

$$\varepsilon_{r\,вн} = \frac{1}{1 + \varepsilon_{\theta\,вн}} - 1 = 0{,}387.$$

Тогда внутренний радиус (3)

$$R_{вн} = 3{,}957 \text{ мм}.$$

Протяженности растянутого и сжатого слоев заготовки

$$S_{раст} = R_{нар} - R_н = 1{,}526 \text{ мм};$$

$$S_{сж} = R_н - R_{вн} = 1{,}517 \text{ мм}.$$

Таким образом, толщина материала в очаге деформации

$$S' = R_{нар} - R_{вн} = S_{раст} + S_{сж} = 3{,}043 \text{ мм}.$$

Коэффициент утонения

$$S'/S = 0{,}761.$$

Силовые параметры гибки оценим с помощью методики Е.А. Попова.

Контур тангенциальных напряжений принимаем в виде трапеции (рис. 5).

Тогда относительные напряжения по модулю в нейтральном сечении растянутого и сжатого слоев заготовки:

$$\bar{\sigma}^{н}_{\theta\,(нар)} = 1 - \ln\frac{R_{нар}}{R_н} = 0{,}754;$$

$$\bar{\sigma}^{н}_{\theta\,(вн)} = 1 + \ln\frac{R_н}{R_{вн}} = 1{,}325.$$

Напряжения по поверхностям заготовки принимают максимальные значения:

$$\bar{\sigma}_{\theta(нар)} = \bar{\sigma}_{\theta\,(вн)} = 1{,}0.$$

Относительный момент изгиба

$$\bar{M}_{изг} = l\left(\frac{\bar{\sigma}_{\theta\,(нар)} + \bar{\sigma}^{н}_{\theta\,(нар)}}{2}\,\frac{S^2_{раст}}{2} + \right.$$

$$\left. + \frac{\bar{\sigma}^{н}_{\theta\,(вн)} + \bar{\sigma}_{\theta\,(вн)}}{2}\,\frac{S^2_{сж}}{2}\right) = 245{,}1 \text{ мм}^3.$$

Относительная сила гибки на угол $\alpha = 90°$ при коэффициенте трения $f = 0{,}3$:

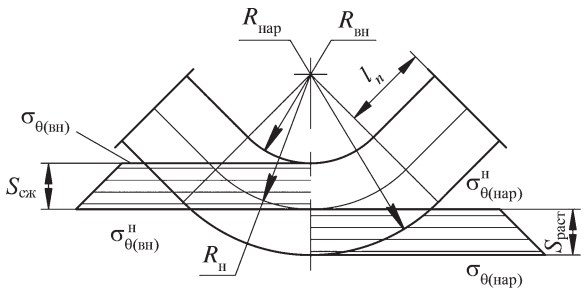


Рис. 5. Распределение тангенциальных напряжений при гибке

$$\overline{P}_{изг} = \frac{2\,\overline{M}_{изг}\,(1+f)}{R_{вн}\,\sin\frac{\alpha}{2}} = 227{,}8\ \text{мм}^2.$$

5. Переходим к расчету плотности готового изделия.

Устанавливаем протяженность заготовки, участвующей в процессе изгиба:

$$l_{изг} = 2l_п + \frac{\pi}{2}R_н = 38{,}6\ \text{мм},$$

где $l_п$ = 15,0 мм – плечо гибки.

Тогда плотность материала рассматриваемой части изделия

$$\rho_{изг} = \frac{b_1\,l_1\,S}{l_{изг}\,S'\,l_1}\,\rho_1 = 0{,}726.$$

Определяем плотность компонентов композита

$$\rho_{Fe} = \frac{\rho_{изг} + 0{,}165\,K_{Ni} + 0{,}223\,K_{Cr}}{K_{Fe} + 1{,}297\,K_{Ni} + 1{,}44\,K_{Cr}} = 0{,}707.$$

Плотности других компонентов композита (1):

$$\rho_{Ni} = 0{,}752;\quad \rho_{Cr} = 0{,}795.$$

Проверяем

$$\rho_{изг} = \rho_{Fe}\,K_{Fe} + \rho_{Ni}\,K_{Ni} + \rho_{Cr}\,K_{Cr} = 0{,}726.$$

Соответственно, сопротивления пластической деформации слоев:

$$\sigma_{Fe} = \sigma_{т\,Fe}\,\rho_{Fe}^{n_{Fe}} = 35{,}34\ \text{МПа};$$

$$\sigma_{Ni} = 36{,}34\ \text{МПа};\quad \sigma_{Cr} = 36{,}64\ \text{МПа}.$$

Среднее значение $\sigma_т$ = 36,1 МПа.

С полученными результатами сила гибки:

$$P_{изг} = \sigma_т\,\overline{P}_{изг} = 8223{,}6\ \text{Н}.$$

Проведенные исследования показали отсутствие трещин в шлифах и практически равномерное распределение плотности по всему объему профиля, что допускает использование предложенной технологии при изготовлении слоистых коррозионно-стойких композитных профилей методом пластической деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лукашкин Н.Д., Кохан Л.С., Роберов И.Г.** Теория обработки давлением скомпактированных спеченных металлических порошков. М.: МГВМИ, 2005. 312 с.

2. **Кохан Л.С., Роберов И.Г., Алдунин А.В. и др.** Листовая прокатка металлов и заготовок из металлических порошков. М.: МГВМИ, 2008. 224 с.

3. **Zhang S.H., Zhao D.W., Gao C.R.** The calculation of roll torque and roll separating force for broadside rolling by stream function method // International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 57. Issue 1. April 2012. P. 74–78.

4. **Лукашкин Н.Д., Кохан Л.С., Пунин В.И. и др.** Гибка профилей на прессах и станах. М.: МГВМИ, 2005. 140 с.

Лев Соломонович Кохан, д-р техн. наук;
Владимир Иванович Пунин, канд. техн. наук,
vipunin@mail.ru;
Александр Васильевич Шульгин, канд. техн. наук;
Юрий Анатольевич Морозов, канд. техн. наук

ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ»

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 669.715:621.74

В.Ю. Конкевич, О.Е. Осинцев*, А.А. Авдюхина
(ОАО "Всероссийский институт легких сплавов",
** МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского)*

Опробование технологии производства прессованных полуфабрикатов из гранулированных магниевых сплавов МА2-1 и МА14

Разработана технология получения прессованных полуфабрикатов из гранулированных магниевых сплавов, включающая в себя центробежное литье гранул с охлаждением в жидком азоте и газообразном гелии. Впервые получены массивные прутки диаметром 190 мм из сплава МА14. Положительное влияние гранулирования на механические свойства связано с диспергированием структуры при получении гранул. Применение гранульной технологии позволило повысить предел текучести на сжатие полуфабрикатов из сплавов МА2-1 и МА14 в среднем на 50 %. Показана возможность изготовления прессованных полуфабрикатов из гранул по упрощенной и более экономичной технологии – прессованием непосредственно из насыпанных в контейнер гранул, минуя операции компактирования и дегазации.

Ключевые слова: гранулированные магниевые сплавы; прессованные полуфабрикаты; быстрая кристаллизация; механические свойства; структура.

The technology of obtaining the compaction feedstock from granular magnesium alloys including centrifugal casting of granules with cooling in liquid nitrogen and gaseous helium is developed. First massive rods diameter 190 mm made of alloy MA14 are obtained. The positive effect of the granulation on mechanical properties is connected with refinement of the structure when receiving granules. Using technology of granulation allowed to increase compressive yield strength of feedstock from alloys MA2-1 and MA14 on the average 50 %. Possibility of manufacturing of compaction feedstock from granules under the simplified and more cost-effective scheme – pressing directly from container granules is shown, avoiding compaction and degassing operations.

Keywords: granular magnesium alloys; compaction feedstock; rapid crystallization; mechanical properties; structure.

Малая плотность магниевых сплавов в сочетании с довольно высокой удельной прочностью и особыми физико-химическими свойствами делает их привлекательными для использования в различных областях народного хозяйства. Магниевые сплавы хорошо поглощают вибрации, что важно для авиации, ракетной техники, транспорта, приборостроения и других областей машиностроения. Удельная вибрационная прочность магниевых сплавов с учетом демпфирующей способности почти в 100 раз больше, чем у дуралюминов, и в 20 раз больше, чем у стали [1].

По удельной жесткости магниевые сплавы существенно превосходят алюминиевые сплавы и стали. Из деформированных магниевых сплавов изготовляют детали самолетов, ракет и автомобилей. Их также широко применяют в электронной промышленности и приборостроении.

Однако магниевые сплавы имеют ряд недостатков. Это относительно низкая технологическая пластичность, обусловленная гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой магния, что вызывает сложности при производстве деформированных полуфабрикатов. Кроме того, низкий предел текучести при сжатии существенно ограничивает применение магниевых сплавов в силовых конструкциях.

Поэтому повышение механических свойств, в частности, предела текучести при сжатии и технологической пластичности является актуальной задачей.

В данной работе для решения поставленных задач была применена технология гранулирования, которая позволяет получать скорости охлаждения при кристаллизации от 10^3 до 10^5 К/с, что на несколько порядков выше, чем при получении массивных слитков из магниевых сплавов. Высокие скорости кристаллизации при получении гранул диспергируют структуру, что должно способствовать повышению технологической пластичности и механических свойств.

Материалы, способы их получения и методика экспериментов. В качестве объекта исследования выбраны два магниевых сплава различных систем легирова-

1. Химический состав (% мас., остальное – Mg) магниевых сплавов МА2-1 и МА14 по ГОСТ 14957–76 и результатам анализа

Марка сплава	ГОСТ	Полуфабрикат	Zn	Al	Mn	Zr	Примеси, не более						Прочие примеси
							Cu	Ni	Si	Fe	Be	Mn	
МА14	14957–76	–	5,1...5,9	–	–	0,35...0,90	0,04	0,004	0,04	0,03	0,002	0,1	0,3
	–	Гранулы (охлаждение в азоте)	5,97	–	–	0,62	0,004	0,003	0,01	0,004	–	0,003	–
		Гранулы (охлаждение в гелии)	5,80	–	–	0,60	0,001	0,001	0,01	0,01	0,001	0,02	–
МА2-1	14957–76	–	0,8...1,3	3,9...4,9	0,3...0,7	–	0,04	0,004	0,08	0,04	0,002	–	0,3
	–	Гранулы (охлаждение в азоте)	1,16	4,57	0,43	–	0,01	0,004	0,01	0,005	0,001	–	–

ния: МА2-1 (Mg–Al–Zn–Mn) и МА14 (Mg–Zn–Zr), составы которых приведены в табл. 1.

Гранулы отливали центробежным методом с использованием двух различных охлаждающих сред – жидкого азота и газообразного гелия. Химический состав гранул приведен в табл. 1. Для сравнения использовали слитковый вариант получения литой заготовки. Массивные слитки отливали полунепрерывным методом.

Принципиальная схема установки для получения центробежным распылением гранул с охлаждением в жидком азоте (НПП "Метагран", г. Подольск) показана на рис. 1. Она состоит из металлопровода *1*, диска диспергатора *2*, установленного на валу, соединенного с двигателем постоянного тока *6*, из корпуса гранулятора *3* с емкостью, в которую заливают охлажденный жидкий азот. На дне корпуса гранулятора закреплен шнек *4*, который подает отлитые гранулы на транспортер *5*, извлекающий их из бака гранулятора. Шнек и транспортер соединены с электродвигателями переменного тока через редукторы.

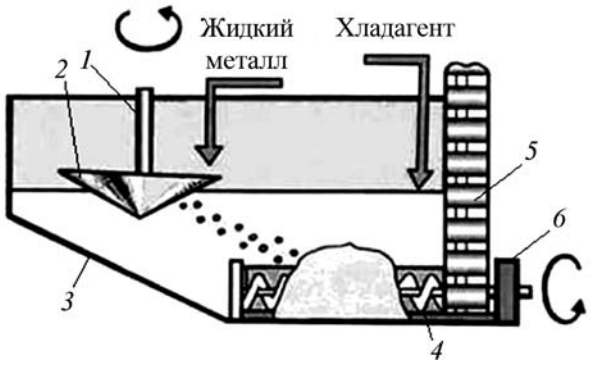


Рис. 1. Схема установки получения гранул с охлаждением в жидком азоте

Получение гранул осуществляется следующим образом.

Приготовленный в индукционной плавильной печи расплав подается с помощью электромагнитного насоса по металлопроводу на диск – диспергатор, вращающийся с большей скоростью. Защита расплава от окисления осуществляется аргоном. Попадая на диск, струя расплава диспергируется под действием центробежных сил. Капли расплава отлетают от диска и попадают в хладагент, в данном случае жидкий азот. В жидком азоте происходит кристаллизация капель расплава, которые опускаются на дно корпуса – гранулятора и попадают на вращающийся шнек, который подает их на транспортер.

Установка центробежного распыления гранул с охлаждением в газообразном гелии (рис. 2) состоит из плавильно-раздаточной печи *1*, в которую помещен расплав. Из металлопровода с системой обогрева *4*, металл поступает в "стакан" *10*, установленный на приводе вращения *6*, соединенном с двигателем постоянного тока, и из корпуса гранулятора *11*, в который подают с помощью спрейера *9* охлаждающий газообразный гелий. На дне корпуса гранулятора закреплен шнек, который извлекает готовые гранулы из гранулятора.

Получение гранул осуществляется следующим образом.

Подготовляют плавильно-раздаточную печь, в которую помещают шихту с металлом. С помощью термопары *3* определяют температуру расплава. С помощью клапана – регулятора подачи защитного газа *2* в печь подают инертный газ, тем самым создается избыточное давление и расплав подается по металлопроводу во вращающийся с большей скоростью "стакан". Система контроля *5* позволяет регулировать скорость вращения и скорость подачи расплава.

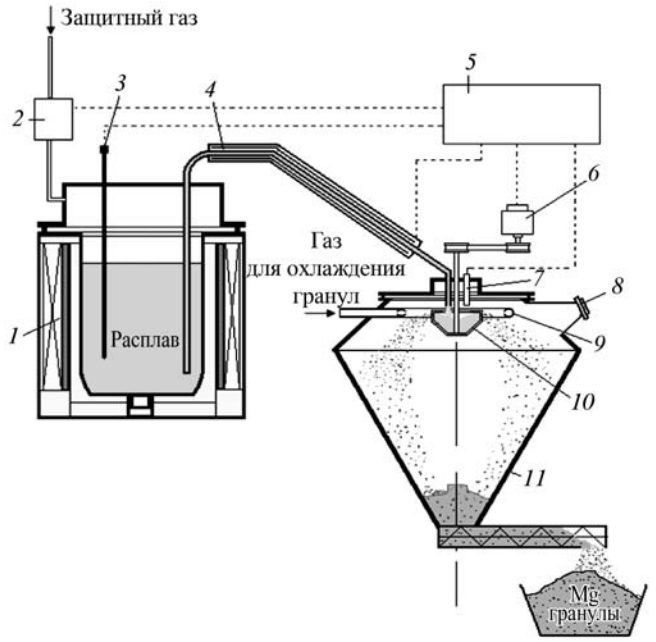


Рис. 2. Схема установки получения гранул с охлаждением в газообразном гелии

Попадая в "стакан", струя расплава диспергируется под действием центробежных сил. Мелкие капли расплава отлетают от "стакана" и кристаллизуются в среде газообразного гелия, который подается в установку из баллонов. Закристаллизованные гранулы падают на дно установки и попадают на шнек, который транспортирует их в специально отведенную емкость. Процесс можно наблюдать с помощью оптической системы *8* на корпусе гранулятора.

Микроструктуру гранулированных сплавов изучали на оптических микроскопах Neophot-21 и Axio Observer при увеличениях от 50 до 1000. Гранулы для исследования заливали эпоксидной смолой в цилиндрические оправки, подвергали шлифовке и полированию. Травление сплава МА14 осуществляли с погружением шлифов в раствор с пикриновой кислотой, а травление сплава МА2-1 – в спиртовом растворе азотной кислоты.

Образцы для исследования макроструктуры вырезали из прессованных полуфабрикатов в поперечном направлении. Для выявления структуры использовали 10...20%-ный раствор азотной кислоты. Поверхность гранул и изломов исследовали на сканирующем электронном микроскопе KYKY-2800B (РЭМ).

Для определения влияния химического состава сплавов и технологии получения полуфабрикатов на свойства осуществляли механические испытания. Испытания на растяжение проводили на гагаринских образцах с использованием разрывной машины "Shoper" по ГОСТ 1497–84. Определяли также предел текучести на сжатие согласно ГОСТ 25503–97. Образцы для исследования отбирали из центра прессованных полуфабрикатов в долевом и поперечном направлениях.

Прессованные полуфабрикаты из гранул получали по двум технологическим схемам.

В первой схеме прессование осуществляли с использованием специальных капсул (капсульное прессование) (рис. 3, *а*), т.е. с засыпкой гранул в капсулу, затем проводили дегазацию, компактирование и горячее прессование. Гранулы засыпали в технологические гильзы (капсулы), изготовленные из технического алюминия марки АД1. Засыпку и виброуплотнение магниевых гранул осуществляли до полного заполнения гильзы, и далее – дегазацию.

Компактирование (брикетирование) гранул из магниевых сплавов МА2-1 и МА14 проводили методом горячего формования в глухую матрицу на прессе силой 120 МН (12 000 тс). Брикетирование осуществляли в контейнере диаметром 650 мм.

Нагрев под брикетирование и подготовку инструмента проводили по следующему режиму: температура капсулы с гранулами $T_{заг}$ = 170...200 °С; температура контейнера $T_{кон}$ = 340...320 °С; температура матрицы $T_{матр}$ – 250 °С; выдержка 3 ч.

При подпрессовке брикетов выдержка составляла 15...20 мин. После завершения операции компактирования брикет обтачивали до полного удаления алюминиевой рубашки, далее осуществляли прессование.

Этот метод является очень трудоемким из-за использования при компактировании технологических гильз – капсул. Поэтому в работе был опробован другой метод получения прессованных полуфабрикатов из гранул магниевых сплавов – метод бескапсульного прессования (рис. 3, *б*). В этом методе осуществляются прямая засыпка гранул в контейнер пресса с определенной температурой и последующее их прессование.

Использование метода бескапсульного прессования при сохранении высоких механических свойств позволит повысить экономичность производства.

Из гранул методом горячего прессования были получены полосы сечением 80×90 мм (сплавы МА2-1 и МА14) и пруток диаметром 190 мм (сплав МА14). Прессование осуществляли на горизонтальном гидравлическом прессе силой 120 МН (12 000 тс) в контейнере диаметром 650 мм. В табл. 2 приведены характеристики прессования.

На горизонтальном прессе силой 15 МН (1500 тс) были отпрессованы полосы размером 16×80 мм из сплава МА14, изготовленные по двум различным технологиям кристаллизации гранул. В табл. 3 приведены характеристики прессования этих полуфабрикатов.

Для сравнительных исследований деформированные полуфабрикаты из сплавов МА2-1 и МА14 получали также из массивных слитков.

Общая схема их получения включала в себя следующие операции (рис. 3, *в*):

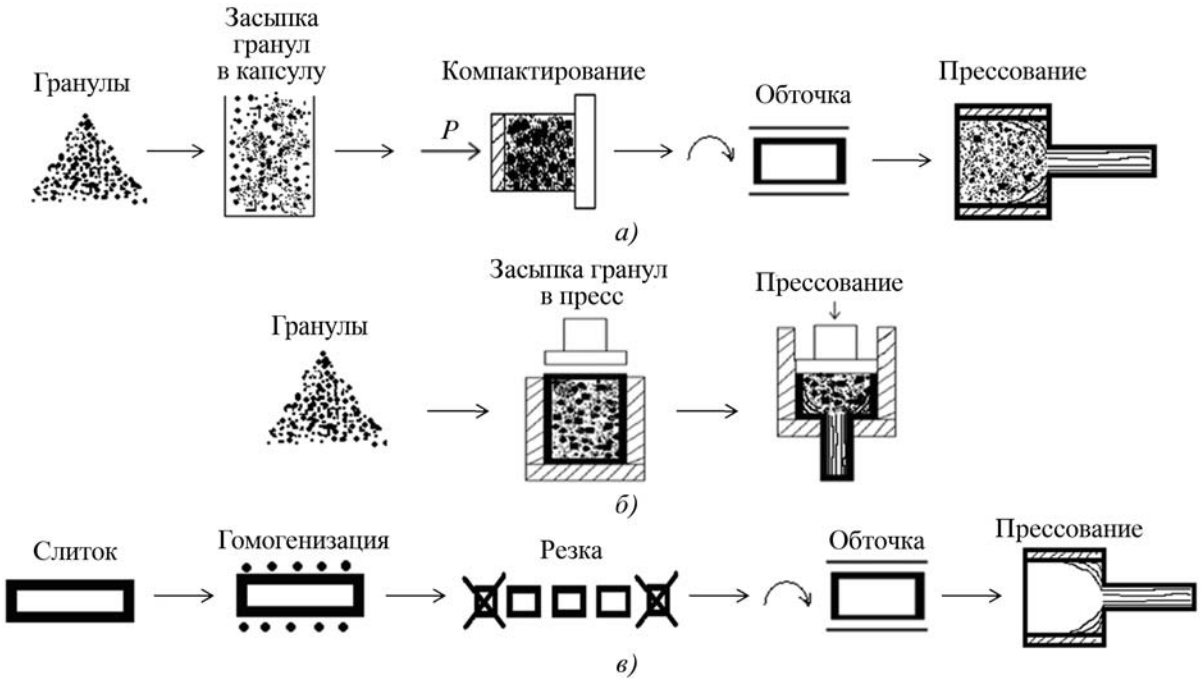


Рис. 3. Технологические схемы производства полуфабрикатов из магниевых сплавов:
а – прессование из гранул с предварительным компактированием в капсулах; *б* – прессование гранул засыпкой их в контейнер пресса; *в* – прессование слитка

• плавку и получение слитка методом полунепрерывного литья;
• контроль качества слитка и исследование макро- и микроструктуры;
• гомогенизационный отжиг слитка;
• подготовку слитка к деформации (обточка, резка в меру и т.д.);
• нагрев слитка под деформацию;
• прессование;
• термическую обработку прессованных полуфабрикатов, исследование их структуры и свойств.

Результаты исследования и их обсуждение. Одним из важнейших факторов при изготовлении гранул из магниевых сплавов является выбор охлаждающей среды. Это связано с высокой химической активностью магния и его сплавов, а также с особенностями физи-

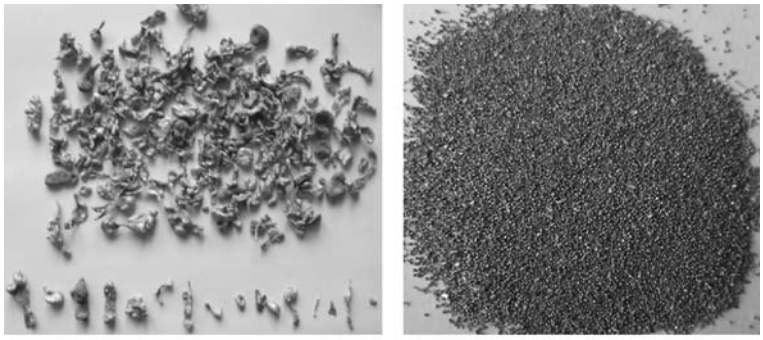
2. Характеристики прессования прутков и полос из сплавов МА14 и МА2-1

Марка сплава	Полуфабрикат	Размеры, мм	Коэффициент вытяжки	Сила прессования, МН	Температура, °С		Скорость истечения, м/мин
					металла	контейнера	
МА14	Полосы	80×90	46,09	120	335	350	0,2
МА2-1					330	360	0,3...0,4
МА14	Пруток	∅190	11,70		300	350	0,7...0,8

3. Характеристики прессования полос размером 16×80 мм из сплава МА14, полученных по различным технологиям

Марка сплава	Способ получения гранул	Коэффициент вытяжки	Сила прессования, МН	Температура, °С	
				металла	контейнера
МА14*	Охлаждение в жидком азоте	20	15	350	350
МА14	Охлаждение в газообразном гелии	10		380	380

*Полоса получена из гранулированного прутка диаметром 190 мм, обточенного до диаметра 123 мм.



а) *б)*

Рис. 4. Внешний вид гранул, отлитых в жидкий азот (*а*) и газообразный гелий (*б*)

ко-химических свойств поверхностных пленок, которые предопределяют трудности в процессах гранулирования, компактирования и обработки давлением.

В качестве охлаждающих сред использовали жидкий азот и газообразный гелий.

На рис. 4 показан внешний вид гранул магниевых сплавов. Гранулы, отлитые в жидкий азот, имеют размеры 0,5...1,5 см и неправильную форму (см. рис. 4, *а*). Гранулы, отлитые в газообразный гелий, имеют меньшие размеры (0,2...1,5 мм) и сферическую форму (см. рис. 4, *б*).

На рис. 5 приведены поверхность и внутреннее строение гранул сплава МА14, полученных охлаждением в газообразный гелий. Видна сферическая форма поверхности гранул (см. рис. 5, *а*), а на поверхности выявляется их зеренное строение, внутреннее строение зерен – дендритное (см. рис. 5, *б*). Такая правильная сферическая форма гранул сохраняется при размере до диаметра 1,5 мм. Превышение этого размера приводит к тому, что гранулы не успевают закристаллизоваться до касания со стенкой гранулятора, из-за удара о стенку форма их становится неправильной.

Такие гранулы получаются при охлаждении в среде жидкого азота (вследствие соприкосновения жидкой капли металла со стенками гранулятора). При этом отмечено наличие гранул (рис. 6, *а*), на поверхности которых наблюдается необычная по своему внешнему виду "сморщенная" плотная оксидная пленка. Внутреннее строение этих гранул также дендритное (см. рис. 6, *б*).

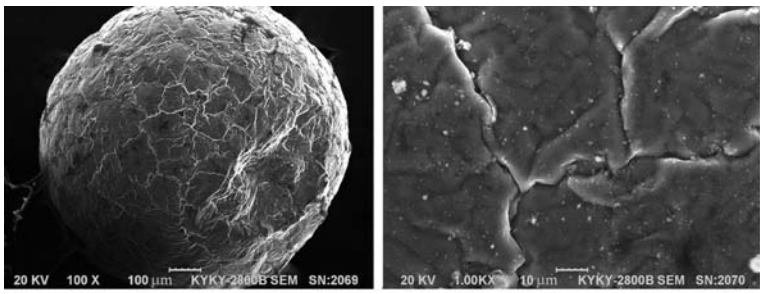
Увеличение скорости кристаллизации при получении гранул в газообразный гелий по сравнению с гранулами, отлитыми в среде жидкого азота, связано с различными теплофизическими свойствами охлаждающих сред. Теплопроводность гелия примерно в 5 раз выше теплопроводности азота (0,147 и 0,026 Вт/(м·К) соответственно), очевидно, это предопределяет разницу в скорости охлаждения гранул и изменяет их структуру.

На рис. 7 приведены микроструктуры гранул сплавов МА2-1 и МА14. Основной структурной составляющей этих сплавов являются первичные кристаллы α_{Mg} твердого раствора на основе магния. По границам дендритных ячеек выделяются неравновесные вырожденные эвтектики. В сплаве МА2-1 согласно диаграмме состояний [2] – это тройная эвтектика α_{Mg} + + $T(Al_2Zn_3Mg_3)$ + Mg_2Zn_3, в сплаве МА14 – эвтектика α_{Mg} + Mg_2Zn_3 + $ZrZn_3$.

Количество неравновесной эвтектики на границах дендритных ячеек в сплаве МА2-1 велико (см. рис. 7, *а*). Очевидно, что при скоростях кристаллизации, которые достигаются при получении гранул, сильного пересыщения твердого раствора алюминием и цинком получить не удается.

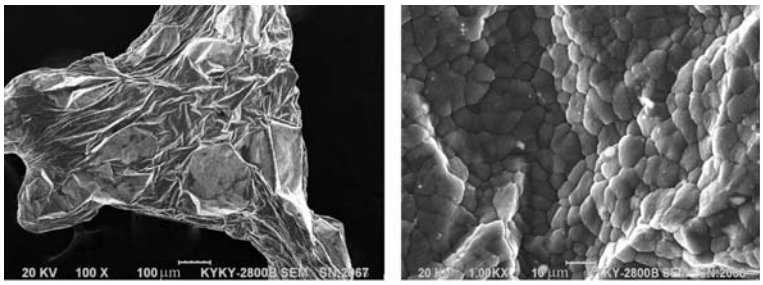
Поэтому следует считать, что положительное влияние гранулирования на свойства магниевых сплавов связано с диспергированием структуры при получении гранул: с уменьшением размеров дендритных ячеек, а также размеров интерметаллидных фаз на границах зерен (см. рис. 7).

На Каменск-Уральском металлургическом заводе методом горячего прессования были получены полосы сечением 80×90 мм из гранул сплавов МА14 и



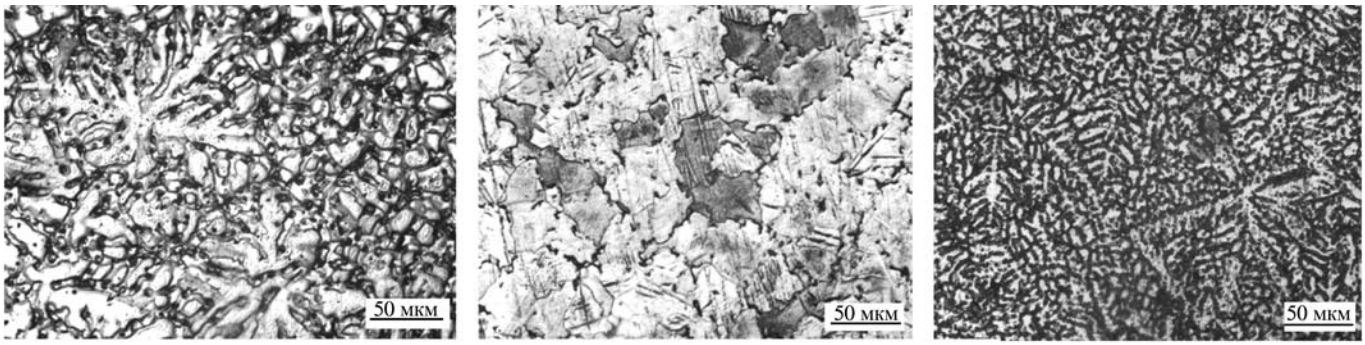
а) *б)*

Рис. 5. Поверхность (*а*) и дендритное строение (*б*) гранул сплава МА14, полученных охлаждением в газообразный гелий (РЭМ с различным увеличением)



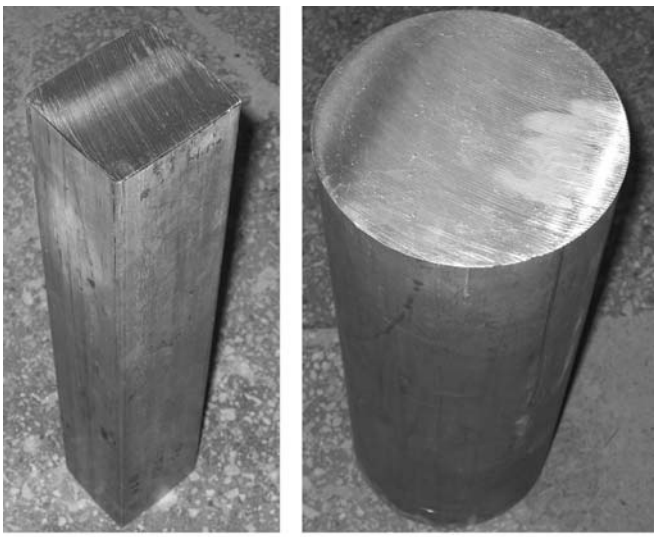
а) *б)*

Рис. 6. Поверхность (*а*) и дендритное строение (*б*) гранул сплава МА14, полученных охлаждением в жидкий азот (РЭМ с различным увеличением)



а) *б)* *в)*

Рис. 7. Микроструктуры гранул сплава МА2-1, полученных охлаждением в жидкий азот (*а*), и гранул сплава МА14, полученных охлаждением в жидкий азот (*б*) и газообразный гелий (*в*)



а) *б)*

Рис. 8. Внешний вид полосы 80×90 мм (*а*) и прутка диаметром 190 мм (*б*) из сплава МА14

МА2-1 и пруток диаметром 190 мм из сплава МА14 (капсульный метод прессования). Массивные прутки диаметром 190 мм из гранул в отечественной практике получены впервые.

Внешний вид прессованных полуфабрикатов представлен на рис. 8. Исследования показали, что полуфабрикаты качественные по всему сечению, дефектов не обнаружено. Микроструктура равномерная по всему сечению, волокнистая, проработанная и повторяет конфигурацию изделия.

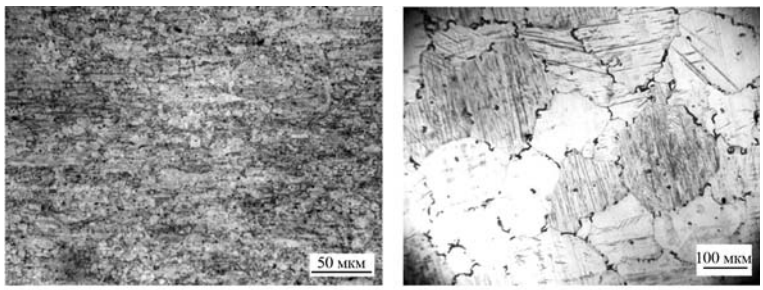
Исследование микроструктуры полуфабрикатов, полученных из гранул, показало, что высокая скорость охлаждения частиц расплава при кристаллизации гранул обеспечивает получение мелкозернистой структуры в прессованных полуфабрикатах, с равномерным распределением дисперсных интерметаллидных фаз в магниевом твердом растворе (рис. 9, *а*).

В микроструктуре прутков и полос из слитков четко выявляются двойники деформации (рис. 9, *б*). Внутри зерен и на границах распределены интерметаллидные фазы: для сплава МА14 – по-видимому, фазы Mg_2Zn_3 и $ZrZn_2$, а для сплава МА2-1 – $Mg_{17}Zn_{12}$.

Механические свойства прессованных полуфабрикатов для сплава МА2-1 определяли в горячепрессованном состоянии, а для сплава МА14 – после старения. Результаты испытания приведены в табл. 4.

Из данных табл. 4 следует, что прессованные полуфабрикаты, полученные из гранул, существенно превосходят по значениям предела текучести на сжатие полуфабрикаты, полученные из слитков. Прессованные полуфабрикаты из гранулированных слитков МА2-1 и МА14, в том числе и массивные прутки диаметром 190 мм, значительно превосходят по уровню механических свойств регламентированные свойства для прессованных полуфабрикатов (ГОСТ 19657–84 и ГОСТ 18351–73), полученных из слитков.

По механическим свойствам гранулированный сплав МА14, в том числе и по значениям предела теку-



а) *б)*

Рис. 9. Микроструктура прессованного прутка диаметром 190 мм из гранул (*а*) и слитка (*б*) сплава МА14 в долевом направлении

4. Механические свойства прессованных полуфабрикатов в продольном направлении

Марка сплава	Полуфабрикаты	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	δ	ψ
		МПа			%	
МА2-1	Полоса 80×90 мм:					
	из гранул	310	240	168	5,8	10,8
	из слитка	290	235	114	13,4	18,4
	Профили по ГОСТ 19657–84	255	145	80	8,0	–
МА14	Полоса 80×90 мм:					
	из гранул	330	285	246	19,6	27,2
	из слитка	340	300	114	12,6	16,0
	Пруток диаметром 190 мм:					
	из гранул	330	280	–	12,1	23,2
	из слитка	343	302	–	12,6	16,0
	Прутки по ГОСТ 18351–73	265	175	–	4,0	–

5. Механические свойства прессованных полос размером 16×80 мм из сплава МА14, полученных по бескапсульной технологии, в продольном направлении

Вид литой заготовки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	δ	ψ
	МПа			%	
Гранулы (охлаждение в жидкий азот)	330	320	270	8,7	18,1
Гранулы (охлаждение в газообразный гелий)	350	290	240	10,7	14,8
Слиток*	340	300	160	12,6	16,0
Профили (по ГОСТ 19657–84)	315	310	100	6,0	–

*Свойства приведены для сравнения.

чести, превосходит сплав МА2-1. Поэтому его применение для силовых конструкций предпочтительно.

Сопоставление свойств сплава МА14, приведенных в табл. 4 и 5, показало, что прессованные полуфабрикаты, полученные по бескапсульной технологии, по уровню прочностных свойств и пластичности не уступают полуфабрикатам, полученным с использованием капсул. Они также существенно превосходят по значениям предела текучести на сжатие прессованные полуфабрикаты, полученные из слитков. Это делает более экономичную бескапсульную технологию получения гранулированных магниевых сплавов перспективной для применения.

Недостатком гранулированных магниевых сплавов является анизотропия механических свойств в *долевом* (ДН) и *поперечном направлениях* (ПН). Прочностные свойства и характеристики пластичности оказываются даже ниже, чем у полуфабрикатов из слитков (табл. 6). На высоком уровне в долевом и поперечном направлениях остается только предел текучести на сжатие.

6. Механические свойства полос 80×90 мм из сплавов МА2-1 и МА14 в поперечном направлении

Марка сплава	Вид литой заготовки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	δ, %
		МПа			
МА2-1	Гранулы	185	169	170	3,0
	Слиток	307	100	90	13,4
МА14	Гранулы	189	186	222	1,0
	Слиток	340	298	90	12,6

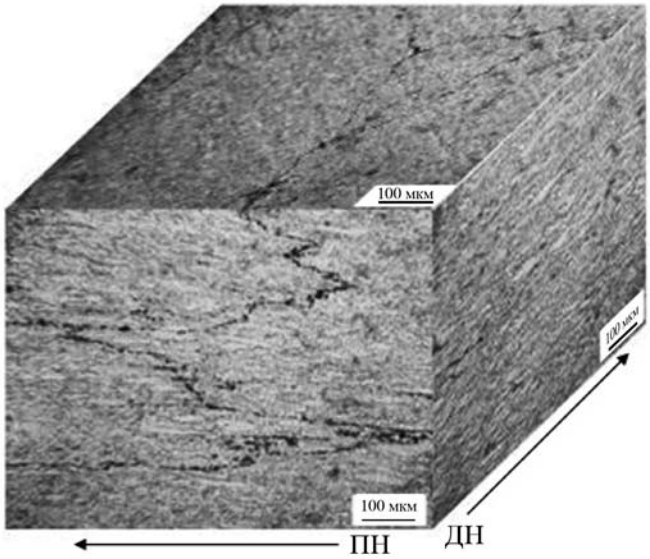


Рис. 10. Микроструктура прутка диаметром 190 мм сплава МА14, полученного из гранул охлаждением в жидкий азот, в различных направлениях

Причиной анизотропии механических свойств гранулированных магниевых сплавов, по-видимому, является наличие продольных границ между вытянутыми вдоль направления главной деформации гранулами. Об этом свидетельствует панорамная фотография микроструктуры прутка из сплава МА14 (рис. 10). Видны продольные границы между гранулами, на которых наблюдаются скопления первичных крупных интерметаллидов. Уменьшение анизотропии механических свойств может быть достигнуто изменением режимов термомеханических условий прессования.

Выводы

1. Опробована технология получения прессованных полуфабрикатов из гранулированных магниевых сплавов МА2-1 и МА14, включающая в себя центробежное литье гранул с охлаждением в жидкий азот или газообразный гелий.

2. По гранульной технологии впервые получены массивные прутки диаметром 190 мм из сплава МА14.

3. Положительное влияние гранулирования на механические свойства связано с диспергированием структуры при получении гранул: с уменьшением размеров зерен и дендритных ячеек, а также интерметаллидных фаз на их границах.

4. Применение гранульной технологии позволило повысить предел текучести на сжатие полуфабрикатов из сплавов МА2-1 и МА14 в среднем на 50 % при сохранении других механических свойств в долевом направлении на высоком уровне.

5. Прессованным полуфабрикатам из гранулированных магниевых сплавов свойственна анизотропия механических свойств с понижением характеристик прочности и пластичности в поперечном направлении, однако предел текучести на сжатие остается на таком же высоком уровне, как в долевом направлении.

6. Показана возможность изготовления прессованных полуфабрикатов из гранул по упрощенной и более экономичной технологии: прессованием непосредственно из насыпных в контейнер гранул, минуя операции компактирования и дегазации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Структура** и свойства быстрозакаленных сплавов / А.А. Ильин, Г.Б. Строгонов, О.Х. Фаткуллин и др.; под общ. ред. чл.-кор. РАН А.А. Ильина. М.: Альтекс, 2008. 588 с.

2. **Металловедение**: учебник. В 2 т. Т. II. Под общ. ред. В.С. Золоторевского. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. 528 с.

Валентин Юрьевич Конкевич, д-р техн. наук,
konkevich@mail.ru;
Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук;
Анастасия Алексеевна Авдюхина

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 09.12.2013 г. Подписано в печать 27.01.2014 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.