ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 7 июль 2010

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора:
КЛЕЙЗЕР П.Е.
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
СУРОВ И.Е.

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

Кульбовский И.К., Поддубный А.Н., Богданов Р.А. К вопросу о природе центров кристаллизации графита в расплаве чугуна . . . 3
Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм . . . 7
Самойлов О.И., Гейкин В.А., Бурлаков И.А., Поклад В.А. Получение неразъемных соединений из гранульных заготовок с применением жидкой фазы . . . 12

Кузнечно-штамповочное производство

Логинов Ю.Н., Антоненко Л.В. Влияние деформации на уровень механических характеристик прессованных заготовок из сплава АМг6 . . . 14
Гадалов В.Н., Лыткин А.И., Алёхин Ю.Г., Лоторев А.А. Применение импульсивного лазерного облучения для упрочнения штампов холодного деформирования . . . 19
Соломонов К.Н., Абашкин В.П., Свирин В.В. Моделирование процессов формообразования плоских заготовок . . . 21
Колотов Ю.В. Конструкции и технологическое применение бесшаботных молотов с гидравлическим механизмом связи . . . 25
Гарибов Г.С., Тлюстен Т.Ю. Газостаты ВИЛСа . . . 28

Прокатно-волочильное производство

Дорофеев О.В., Капырин К.И., Короткий Г.П. Многоцикловая обкатка роликами тонкостенных деталей . . . 33

Материаловедение и новые материалы

Пикалов С.В., Колмыков В.И., Сальников В.Г., Кириченко А.А. Карбидообразование в марганцовистых сталях при цементации . . . 37
Панов А.Г., Давыдов С.В. Влияние микроструктуры литых Fe–Ni–Mg–РЗМ-лигатур на формирование морфологии графита в высокопрочных чугунах . . . 40
Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Особенности влияния форсированного охлаждения на распад аустенита в легированных сталях . . . 45

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2010

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 7 July 2010

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
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.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
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.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
SUROV I.E.

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

Casting and Welding Productions

Kulbovsky I.K., Poddubny A.N., Bogdanov R.A. To question on the nature of crystallization centres of graphite in iron melt . . . 3
Levshin G.E., Pavlyuk K.I. On thermophysical properties of soft magnetic moulding materials and magnetic moulds . . . 7
Samoylov O.I., Geykin V.A., Burlakov I.A., Poklad V.A. Obtaining of powder machine parts bonding using liquid phase sintering . . . 12

Forging and Stamping Productions

Loginov Yu.N., Antonenko L.V. Influence of deformation on level of mechanical characteristics of the extruded billets from alloy AMg6 . . . 14
Gadalov V.N., Lytkin A.I., Alekhin Yu.G., Lotorev A.A. Using of impulsive laser irradiation for hardening cold deformation dies . . . 19
Solomonov K.N., Abashkin V.P., Svirin V.V. Simulation of flat workpieces forming . . . 21
Kolotov Yu.V. Designs and technological application of no-anvil hammers with the hydraulic mechanism of communication . . . 25
Garibov G.S., Tlyusten T.Yu. VILS HIP units . . . 28

Rolling and Drawing Productions

Dorofeev O.V., Kapyrin K.I., Korotky G.P. Multicyclic rolling by rollers of thin-walled details . . . 33

Physical Metallurgy and New Materials

Pikalov S.V., Kolmykov V.I., Sal'nikov V.G., Kirichenko A.A. Carbide formation in manganese steels due to cementation . . . 37
Panov A.G., Davydov S.V. Influence of microstructure cast Fe–Ni–Mg–RZM-ligatures on formation of graphite morphology in high-strength cast irons . . . 40
Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. Effect of forced cooling on decomposition of austenite in alloy steels . . . 45

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2010

УДК 621.378.4

И.К. Кульбовский, А.Н. Поддубный, Р.А. Богданов
(Брянский государственный технический университет)

К вопросу о природе центров кристаллизации графита в расплаве чугуна

Рассмотрены анализ зависимости изобарно-изотермических потенциалов окислительно-восстановительных реакций в жидком чугуне с участием C и Si от температуры и влияние модифицирования расплава синтетического чугуна модификаторами ФС75 и кристаллическим графитом на величину отбела клина.

The dependence analysis of isobaric-isothermal potentials of redox reactions in liquid iron with the C and Si on the temperature and modifying synthetic iron melt modifiers FS75 and crystal graphite on size chill of wedge are considered.

Ключевые слова: неметаллические включения; центры кристаллизации графита; графит.

Keywords: non-metallic inclusions; crystallisation centres of graphite; graphite.

Согласно данным [1] в качестве возможных центров гетерогенного образования зародышей графита в расплаве чугуна могут выступать два вида находящихся в нем *неметаллических включений* (НМВ): сульфиды и оксисиликаты в виде простых или сложных соединений, образование которых термодинамически возможно в ходе выплавки, выдержки или обработки модификаторами промышленных чугунов.

По другим данным [2–4] в качестве возможных *центров кристаллизации графита* (ЦКГ) в расплаве могут выступать НМВ типа SiO_2. Однако количество включений графита в микроструктуре чугуна на несколько порядков выше, чем содержание в нем сульфидов и НМВ типа SiO_2, а кристаллические решетки этих НМВ не изоморфны кристаллической решетке графита (Г) [1–4], что ставит под сомнение их роль в качестве возможных ЦКГ.

При рентгеноструктурном исследовании расплавов промышленного чугуна различного химического состава и его выдержке в течение длительного времени в них обнаруживаются линии графита, что может свидетельствовать о наличии в нем микровключений графита (рис. 1) [5–8]. Можно предположить, что они и являются ЦКГ, так как обладают кристаллической решеткой графита.

Из анализа литературы следует, что пока нет единого мнения о природе центров кристаллизации графита в расплаве чугуна и факторах, определяющих условия формирования включений графита различной формы в чугуне.

Было исследовано влияние модифицирования расплава синтетического чугуна составом, % мас.: 3 C, 2 Si, 0,7 Mn, 0,02 S, 0,06 P, остальное Fe, модификаторами ФС75 и кристаллическим графитом на величину отбела клина. В расплав после его выдержки в печи при 1500 °C в течение 30 мин для дезактивации ЦК вводили поочередно по 0,5 % черного графита или ферросилиция ФС75. Потери модифицирующего эффекта, оцениваемые величиной отбела клина по истечении некоторого времени после введения модификатора, приведены на рис. 2.

В соответствии с рис. 2, отбел, полученный в клине размером 6 мм до модифицирования, при модифицировании графита достигается через ~25...27 мин, а при модифицировании ФС75 – через ~7 мин. Усвоение расплавом чугуна C из твердых науглероживателей путем их растворения происходит весьма медленно (рис. 3). В расплаве чугуна продолжительное время находятся недорастворившиеся микровключения графита, о чем свидетельствуют и данные рис. 1, которые могут служить дополнительными ЦКГ при его кристаллизации, из-за чего эффект модифицирования графита является весьма продолжительным.

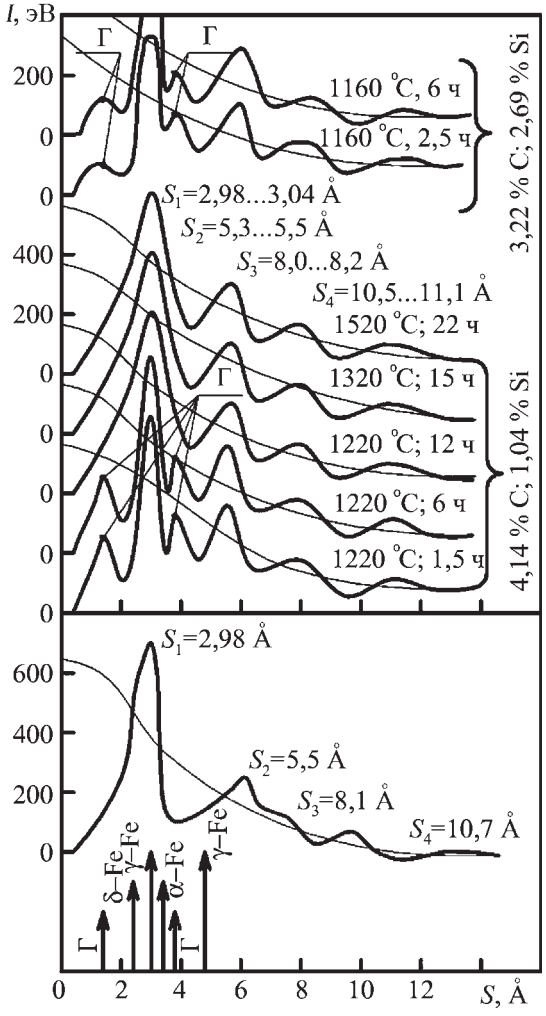


Рис. 1. Результаты рентгеноструктурного анализа расплава чугуна [5–8]. Обозначения: *I* – энергия импульса; $S = 4\pi\sin\theta/\lambda$, где λ – длина волны, θ – угол рассеяния

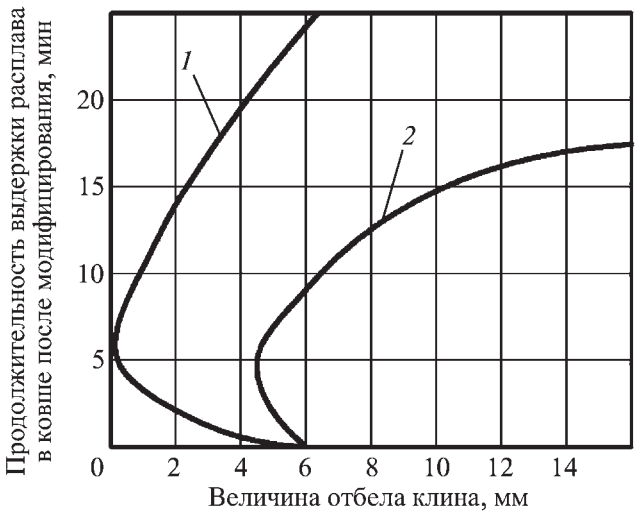


Рис. 2. Зависимость величины отбела клина от продолжительности выдержки расплава после модифицирования:
1 – черным графитом; *2* – ферросилицием ФС75

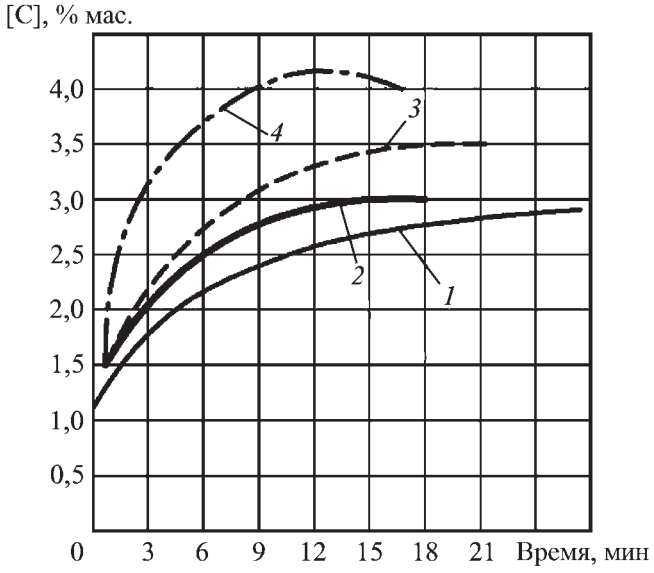


Рис. 3. Зависимость времени усвоения углерода расплавом синтетического чугуна из твердого науглероживателя, вводимого на зеркало металла, от температуры и содержания Si (исходное содержание С – 1,2...1,55 %):
1 – 0,8 % Si, 1400 °С; *2* – 0,2 % Si, 1430 °С; *3* – 0,8 % Si, 1450 °С; *4* – 0,8 % Si, 1600 °С

При модифицировании расплава чугуна ФС75 в отдельных микрообъемах, где находились частицы модификатора в течение непродолжительного времени создается повышенное содержание Si, так как усвоение ФС75 расплавом происходит быстро – в течение 3...4 мин (рис. 4). Это приводит к зарождению новых гомогенных ЦКГ под воздействием повышенного содержания Si в этих микрообъемах, что резко повышает в них термодинамическую активность С и способствует появлению повышенного количества свободных атомов С [2–4, 9–10].

Однако благодаря перемешиванию расплава и процессу диффузии концентрация Si в нем в течение 4...6 мин выравнивается, а его содержание увеличивается в среднем на 0,15 % (см. рис. 4), что и объясняет малое последующее его воздействие на расплав. По-

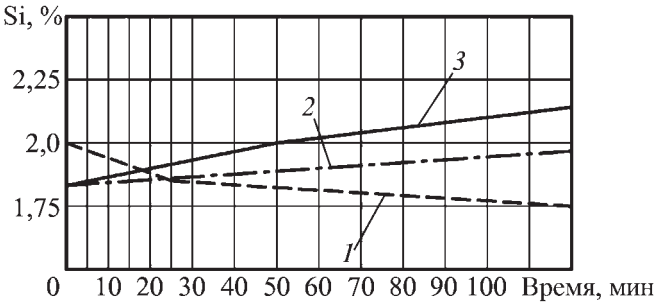


Рис. 4. Зависимость содержания Si в расплаве синтетического чугуна от температуры нагрева и времени его выдержки:
1 – 1350 °С; *2* – 1450 °С; *3* – 1650 °С

этому выдержка расплава чугуна во время модифицирования приводит к снижению модифицирующего эффекта ФС75 и увеличению отбела клина (см. рис. 2). Если же предположить, что дополнительными ЦКГ были вновь образовавшиеся в расплаве НМВ SiO_2 вследствие окисления Si при введении в него ФС75, то требует объяснения их быстрое исчезновение – в течение 5...6 мин.

Известно, что время всплывания силикатных НМВ в Fe–C-расплавах достигает 30 мин, поэтому образовавшиеся НМВ SiO_2 при модифицировании ФС75 не могли удалиться из расплава чугуна в течение 5...6 мин [9, 10]. Второй путь их удаления из расплава чугуна – восстановление посредством C, так как источником дополнительного поступления SiO_2 в расплав чугуна является окисление Si, а его уменьшения – восстановление SiO_2 посредством углерода расплава.

Анализ зависимости изобарно-изотермических потенциалов окислительно-восстановительных реакций в жидком чугуне с участием C и Si от температуры показал, что при $T > 2543$ K окисление Si вообще не может происходить, а восстановление его из SiO_2 посредством C может интенсивно протекать начиная с $T > 1807$ K [11, 12]. Следовательно, при нагреве расплава чугуна до 1807 K может происходить только окисление находящегося в нем Si, а свыше этого – одновременно и восстановление Si из SiO_2. Интенсивность протекания окислительно-восстановительных реакций с участием C, Si и O в жидком чугуне сильно зависит и от концентрации Si, C и O, что отражается следующими зависимостями критических температур, найденными на основе констант окислительно-восстановительных реакций равновесия:

$$T_{SiO_2} = \frac{34410}{11{,}56 + \lg \frac{I}{[Si][O]^2}}, \quad (1)$$

$$T_{Si} = \frac{31900}{17{,}68 + \lg \frac{[Si]}{[C]^2}}. \quad (2)$$

Зависимость (1) отражает температуру образования SiO_2 (T_{SiO_2}) при окислении Si посредством растворенного в жидком чугуне O, а зависимость (2) – температуру восстановления Si (T_{Si}) посредством растворенного в металле C.

Из выражения (1) вытекает, что для промышленных составов чугуна, содержащих < 0,01 % O (рис. 5), а Si > 1,5 %, C > 3,0 % (рис. 3–4), равновесие реакции окисления Si посредством O расплава наступает при $T = 2000$ K. В производственных условиях при пониженных температурах имеет место окисление Si посредством O расплава, однако с нагревом его оно сильно замедляется (рис. 4). Из выражения (2) также вытекает, что равновесие реакции восстановления SiO_2 посредством C в расплаве промышленного чугуна наступает при $T = 1723$ K, и при дальнейшем нагреве расплава идет восстановление SiO_2 посредством C, что приводит к росту содержания Si в расплаве. Таким образом, в расплаве промышленного чугуна при нагреве его выше 1723 K (1450 °C) одновременно протекают реакции и окисления Si посредством O, и восстановления его из SiO_2 посредством C, при этом окисление его с нагревом замедляется, а восстановление ускоряется (рис. 4), поэтому содержание Si и SiO_2 в нем будет зависеть от температуры и кинетики этих реакций.

Для установления скорости протекания реакций окисления и восстановления Si в расплаве чугуна исследовали угар Si при выплавке синтетического чугуна в кислых индукционных электропечах (ИП) (см. рис. 4). Видно, что при нагреве расплава чугуна выше 1450 °C заметно увеличивается угар Si. Это свидетельствует о том, что выше 1450 °C скорость реакции восстановления Si посредством C из SiO_2 выше, чем реакции его окисления. Однако скорость этих реакций небольшая даже при высоких температурах, так как в результате их протекания, как видно из данных рис. 4, изменение содержания Si не превышает 0,002 %/мин, т.е. 10 % от его исходного содержания.

Исследования газосодержания выплавляемого в кислых индукционных печах синтетического чугуна показали (рис. 5), что изменение содержания O пропорционально изменению в нем содержания C и Si.

Поэтому в начальный период (при повышенном содержании O в расплаве чугуна и пониженной температуре) будет происходить окисление Si , вследствие чего количество SiO_2 в расплаве будет возрастать, а затем при повышенной температуре начнется его восстановление из SiO_2 посредством C, вследствие чего количество SiO_2 в расплаве будет уменьшаться. Однако содержание в расплаве SiO_2 будет отличаться от исходного не более чем на 10 %, так как на столько же изменяется в нем и содержание Si.

Высказанное в работе [1] предположение, что в качестве гетерогенных ЦКГ в расплаве чугуна выступа-

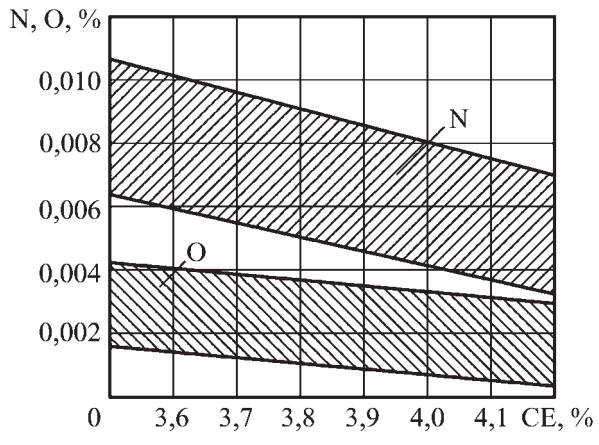


Рис. 5. Зависимость содержания O и N в синтетическом чугуне от углеродного эквивалента CE (CE = C + 0,3Si)

ют сульфиды и оксисиликаты, которое не подтверждается данными о изоморфности их кристаллических решеток с кристаллической решеткой графита. В то же время в работах [5–8] по рентгеноструктурным исследованиям расплава чугуна показано наличие в нем микровключений графита, которые могут выступать его центрами кристаллизации.

Выводы

Исследование влияния физико-химических процессов на структуру чугуна показало, что в результате протекания реакций окисления и восстановления Si в расплаве промышленного чугуна при режимах его термовременной обработки в производственных условиях (нагрев до 1500 °С в течение 25...30 мин) существенного изменения содержания НМВ SiO_2 не происходило, что непосредственно связано с окислительно-восстановительными реакциями, протекающими при T = 1350...1450 °С в течение 5...6 мин в процессе модифицирования расплава чугуна ФС75.

В то же время в результате такого модифицирования наблюдается значительная графитизация чугуна, но продолжительность его действия мала (рис. 2), что не может быть объяснено образованием при этом новых ЦКГ в виде НМВ SiO_2. По этой причине НМВ типа SiO_2 не могут выступать в роли ЦКГ в расплаве промышленного чугуна, а их образование вызвано термодинамическим воздействием вносимого ФС75 кремния на микрообъемы расплава.

Проведенный анализ показал, что центрами кристаллизации графита в расплаве промышленного чугуна являются находящиеся в нем его микровключения, а не оксисульфидные и оксидные НМВ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Скаланд Т.** Механизмы зародышеобразования в высокопрочном чугуне // Высокие технологии в литейном производстве. Инженерно-технологический центр машиностроения "Металлург". 2006. Вып. 4. С. 5–24.

2. **Гиршович Н.Г.** Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.; Л.: Машиностроение, 1966. 562 с.

3. **Бунин К.П., Таран Ю.Н.** Строение чугуна. М.: Металлургия, 1972. 170 с.

4. **Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.** Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 414 с.

5. **Дроздова М.А., Желнов А.Н., Прокошин А.Н.** Ближний порядок в аморфных сплавах на основе железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. № 9. С. 9–11.

6. **Мельник Б.А.** Рентгенографическое исследование структуры чугуна, полученного при сверхбольших скоростях охлаждения // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. № 9. С. 12–14.

7. **Залкин В.М.** О строении жидких чугунов // Литейное производство. 1984. № 8. С. 5–7.

8. **Мельник Б.А.** Рентгенографические исследования структуры жидкого чугуна // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 6. С. 52–54.

9. **Жуховицкий А.А.** Физико-химические основы металлургических процессов. М.: Металлургия, 1973. 391 с.

10. **Филиппов С.И.** Теория металлургических процессов. М.: Металлургия, 1967. 278 с.

11. **Кульбовский И.К.** О связи структуры отливок и строения расплава чугуна // Литейное производство. 1986. № 10. С. 4–7.

12. **Кульбовский И.К.** Угар элементов при выплавке синтетического чугуна в индукционных электропечах // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 9. С. 99–101.

Иван Кузьмич Кульбовский, д-р техн. наук;
Анатолий Никифорович Поддубный, д-р техн. наук;
Роман Александрович Богданов, ассистент кафедры,
lpim-bra@yandex.ru

×èòàéòå â ñëåäóþùåì íîìåðå:

- **Ìàòâåéíêî È.Â., Ìàðüèí È.ß.** Ïðèìåíåíèå òåõíîãåííûõ ïîðîøêîâ ïðè ðàçðàáîòêå íîâûõ ëèòåéíûõ ñòåðæíåâûõ ìàòåðèàëîâ
- **Î â÷èííèêîâ Â.Â., Ñàâåëüåâ À.Â., Åðìàêîâ Ñ.È., Ãóðåâåâà Ì.À.** Ìèêðîòåõíè â ñâàðíûõ êîíñòðóêöèÿõ èç àëþìèíèåâûõ ñïëàâîâ ìàãíèåçèâîé ãðóïïû

УДК 621.74.002:621.744.3

Г.Е. Левшин, К.И. Павлюк *(Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул)*

О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм

Рассмотрены и установлены причины неудовлетворительной точности определения термофизических характеристик магнитомягких формовочных материалов и магнитной формы, входящих в расчетные формулы прогрева формы. Предложены линейные математические модели их зависимости от температуры.

The reasons of unsatisfactory accuracy of definition of thermophysical properties of soft magnetic moulding materials and magnetic mould included in settlement formulas are considered and established. Linear mathematical models of their dependence on temperature are offered.

Ключевые слова: магнитная форма; магнитомягкий формовочный материал; термофизические характеристики; удельная теплоемкость; теплопроводность; теплоаккумуляция; температуропроводность.

Keywords: magnetic mould; soft magnetic moulding material; thermophysical properties; specific heat capacity; heat conductivity; thermal receive; temperature conductivity.

После заливки *магнитной формы* (МФ) расплавом с температурой $T_{зал}$ она прогревается его теплом и затвердевшей отливки на некоторую глубину $x_ф$ и влияет на скорость охлаждения отливки. В МФ при этом могут происходить (в общем случае) процессы снижения прочности из-за уменьшения намагниченности стальных и чугунных частиц *магнитомягкого формовочного материала* (МФМ), их окисление и спекание в окислительной газовой среде. Для количественной оценки процессов в отливке и форме (на стадии проектирования технологии изготовления отливки) и получения данных для охлаждения МФМ при повторном использовании необходима реально работающая математическая модель прогрева МФ, которая еще не разработана.

Одной из серьезных причин этого является неудовлетворительная точность определения термофизических характеристик (удельной теплоемкости $c_ф$, теплопроводности $\lambda_ф$, температуропроводности $a_ф$ и теплоаккумуляции $b_ф$) МФ и МФМ, входящих в расчетные формулы, и их зависимость от других величин. Это приводит к изменению этих параметров в широких пределах.

Нередко публикуют не все необходимые для тщательного анализа термофизические характеристики и без указания дополнительных важных сведений (вида и марки сплава, вида МФМ и его плотности, размеров отливки или индукции *магнитного поля* (МП) и др.). Считая теплоаккумуляцию главной характеристикой, концентрируют внимание только на нее. Это затрудняет использование термофизических характеристик и размещение их в справочниках.

В табл. 1 в качестве примера, изложенного выше, приведены результаты некоторых исследований [1–3]. Эти и другие известные сведения получены расчетом по экспериментальным данным прогрева неполой (с газифицируемой моделью) МФ из МФМ в виде колотой или литой дроби ДЧК05, ДЧЛ08, ДСК03, ДСК05, ДСК08 (ГОСТ 11963–83) сплавами латуни, бронзы, чугуна (метод заливки). Однако этот метод имеет существенные погрешности [4]. Термофизические характеристики неполой МФ находятся в пределах, указанных в столбце 2 табл. 2, при плотности $\rho_ф$ = = 3400...4100 кг/м^3 материала МФ. Для полой МФ и собственно МФМ такие характеристики не обнаружены.

Они зависят от формы и размера частиц МФМ, степени его уплотнения и температуры $T_ф$ нагрева. Так, при плотности материала стальных частиц МФМ (ГОСТ 11964–83) $\rho_м \geq 7200$ кг/м^3 и объемной плотности самого МФМ $\rho_ф \approx 3640...4730$ кг/м^3 (полученной на уплотненных образцах) объемная доля частиц различной формы в МФМ (коэффициент заполнения объема частицами) составляет $K_V \approx \rho_ф/\rho_м \approx 0{,}51...0{,}657$, а пористость $П \approx 0{,}343...0{,}49$ [1, 2].

При этом $\rho_ф$ колотой дроби с частицами неправильной формы не превышает 4100 кг/м^3 (даже на образцах). Сферические частицы литой дроби обеспечивают повышенные значения $\rho_ф$ и K_V (на образцах 4300...4730 кг/м^3). Однако в реальной МФ плотность, как правило, меньше, находясь между плотностью максимально уплотненной и неуплотненной дроби (см. табл. 1). Так, объемная плотность $\rho_ф$ колотой дроби до уплотнения находится в пределах от 2770 кг/м^3 для дроби ДСК03 до 3360 кг/м^3 для дроби ДЧК 1,0 [1,

1. Термофизические характеристики* неполой МФ

№ п/п	МФМ для МФ	Характеристики формы					Характеристики отливки		
		$\rho_ф$, кг/м^3	$c_{эф}$, Дж/(кг·К)	$\lambda_{эф}$, Вт/(м·К)	$a_{эф}$, м^2/с	$b_{эф}$, Вт·с^{0,5}/(м^2·К)	$T_{зал}$, °С	Материал	Размеры, мм
1	ДСК05	3450	975	1,79	$5\cdot10^{-7}$	2453	1300	Чугун	300×300×30
2	ДЧК05	3500	1013	2,02	$5,69\cdot10^{-7}$	2648			
3	ДСК03	3400	946,2	1,43	$4,5\cdot10^{-7}$	2149,8	–	–	–
4	ДЧК05		983,1	1,37	$5,8\cdot10^{-7}$	2540,7			
5	ДСК08	–	293	1,2567	$1,094\cdot10^{-6}$	1200		Чугун	150×150×15
6	ДЧЛ08		373	0,727	$0,5\cdot10^{-6}$	1047		–	–
7	ДСК05		–	–	–	2085	1070	БрО3Ц7С5Н1	300×300×30
8							1100	БрА9МЦ2	
9							950	Лц16К4	
10						1930	1300	Чугун	–

*Характеристики приведены по данным П.С. Сорока – строки 1, 2, В.С. Шуляка с соавторами – строки 3, 4, Ю.Е. Зальцмана – строки 5, 6, П.С. Сорока и Е.Г. Овчаренко – строки 7–9 и О.И. Шинского – строка 10.

2]. В случае литой неуплотненной дроби $\rho_ф$ = = 3600...4150 кг/м^3 [1, 2]. Бóльшие значения относятся к крупной дроби.

Температура $T_ф$ определяется видом сплава и теплосодержанием отливки. Из столбца 3 табл. 2 видно, что верхний (В) предел превышает нижний (Н) в 1,55–2,53 раза при отличии температуры заливки указанных сплавов в (1300:950) =1,37 раза, а плотности $\rho_ф$ только в (4100:3400) = 1,2 раза. Величины $a_ф$ и $b_ф$ изменяются не пропорционально, учитывая их линейную зависимость от температуры [1, 2].

Методом заливки определяют характеристики не собственно МФМ, а МФ, и только в момент $t_{затв}$ полного затвердевания отливки. При этом значение температуры $T_{эф}$ нагретого слоя МФ находится примерно в середине интервала $T_{ф.п}...T_{ф.нач}$ температур рабочей поверхности формы при времени $t_{затв}$ и $t = 0$ с соответственно. Эту температуру и термофизические характеристики называют *интегральными* или *эффективными*. Они отличаются от локальных температуры $T_ф$ и характеристик $c_ф$, $\lambda_ф$, $a_ф$ и $b_ф$, которыми обладает материал формы в очень малом (локальном) ее объеме.

В характеристиках МФ (в отличие от МФМ) учитывается возможное повышение ее температуры во время нестабильной конвекции имеющегося и образующегося в МФ различного количества газов, которая существенно уменьшается к моменту $t_{затв}$. В неполой МФ количество газов и конвекция из-за деструкции пенополистироловой модели больше, чем в полой МФ.

Поэтому характеристики полой негазотворной МФ, в том числе с негазотворным магнитным стержнем, более близки к характеристикам МФМ. Кроме того, температура МФ измеряется термопарами при воздействии магнитного поля, которое может исказить их термоэлектродвижущую силу. Обусловленная этими факторами степень отличия характеристик МФ двух видов, а также и МФМ не известна.

В работе [5] установлены (видимо, методом заливки) графические прямолинейные зависимости эффективных характеристик неполой МФ из дроби ДЧЛ08 ($\rho_ф$ = 4100 кг/м^3; П = 42,7 %; размеры отливки "плита" 50×50×5 мм) от температуры затвердевания

2. Термофизические характеристики МФ и МФМ

Характеристика	Диапазон* с верхним (В) и нижним (Н) пределами	Отношение В/Н	Значение** при 1500 °С	Расчет (Р) для МФМ при 1500 °С	Отношение В/Р
	для МФ				
$c_{эф}$, Дж/(кг·°С)	755...1173	1,55	1250	811	1,446
$\lambda_{эф}$, Вт/(м·°С)	0,812...1,425	1,75	2,5	1,353	1,053
$b_{эф}$, Вт·с^{0,5}/(м^2·°С)	1047...2234	2,13	3100	2081	1,03
$a_{эф}$, 10^{-6} м^2/с	0,418...1,06	2,53	0,9	0,51	2,08

*По данным [1, 2].
**По данным [3].

3. Уравнения, аппроксимирующие зависимости термофизических характеристик от температуры по графикам работы [3]

Вид МФМ	Теплоемкость $c_{эф}$, Дж/(кг·°С)	Теплопроводность $\lambda_{эф}$, Вт/(м·°С)	Теплоаккумуляция $b_{эф}$, Вт·с^{0,5}/(м^2·°С)
ДЧК 05	$c_{эф}$=0,192$T_{зал}$ +839,1	$\lambda_{эф}$=0,0014$T_{зал}$ +0,3828	$b_{эф}$=0,8141$T_{зал}$ +1697,95
ДЧК 03	$c_{эф}$=0,157$T_{зал}$ +790,2	$\lambda_{эф}$=0,0015$T_{зал}$ +0,2035	$b_{эф}$=0,8141$T_{зал}$ +1383,95
ДСК 03	$c_{эф}$=0,227$T_{зал}$ +636,7	$\lambda_{эф}$=0,0016$T_{зал}$ – 0,2423	$b_{эф}$=0,9304$T_{зал}$ +953,64
ДСК 05	$c_{эф}$=0,157$T_{зал}$ +643,7	$\lambda_{эф}$=0,0011$T_{зал}$ – 0,0533	$b_{эф}$=0,9304$T_{зал}$ +814,1

$T_{затв}$ в диапазоне 230...1500 °С. Их значения при 1500 °С (примерно соответствующей температуре затвердевания некоторых сталей) приведены в столбце 4 табл. 2 и значительно превышают верхний предел упомянутого диапазона для МФ. Эти графики аппроксимированы (с достоверностью R^2 = 1) уравнениями:

$$c_{эф} = 0{,}382\,T_{затв} + 733{,}33;$$
$$\lambda_{эф} = 0{,}000809\,T_{затв} + 1{,}076;$$
$$a_{эф} = 0{,}000345\cdot 10^{-6}\,T_{затв} + 0{,}381582\cdot 10^{-6}; \qquad (1)$$
$$b_{эф} = 0{,}909\,T_{затв} + 1923{,}6.$$

Линейные графические зависимости $c_{эф}$, $\lambda_{эф}$ и $b_{эф}$ неполой МФ от температуры $T_{зал}$ заливаемого металла (в диапазоне 600...1500 °С) приведены и в работе [3] при использовании в качестве МФМ колотых дробей ДЧК03, ДЧК05 и ДСК03, ДСК05. Эти зависимости аппроксимированы (с достоверностью R^2 = 1) соответствующими уравнениями (табл. 3).

Анализ этих зависимостей и уравнений показывает их заметное отличие, обусловленное размером и материалом частиц. Так, при 1500 °С значения теплопроводности различаются в 1,52 раза, теплоемкости – в 1,31 раза, а теплоаккумуляции – в 1,35 раза.

Рассмотрим другие возможности (кроме метода заливки) определения упомянутых характеристик именно МФМ, в том числе *в зависимости от их температуры без учета влияния на ее измерение конвекции и магнитного поля*.

МФМ обычно является двухкомпонентной *дисперсной системой* (ДС), состоящей из металлических частиц и воздуха, с удельными теплоемкостями материала частиц $c_м$ и воздуха $c_в$ и плотностью $\rho_м$ и $\rho_в$ соответственно. Ее удельная теплоемкость $c_ф$ подчиняется закону аддитивности (сложения). При известных $c_м$ и $c_в$ и массовых долях компонентов $g_м$ и $g_в$ удельная теплоемкость системы [6]:

$$c_ф = c_м\,g_м + c_в\,g_в \qquad (2)$$

для стали с 0,1 % С составляет 465...695 Дж/(кг·°С), для стали с 0,3 % С – 469...695 Дж/(кг·°С), для стали с 0,8 % С – 490...674 Дж/(кг·°С) [6]. Это можно описать с достоверностью R^2 линейными уравнениями:

$$c_{м\,0,1} = 0{,}295T + 410{,}5\ (R^2 = 0{,}94);$$
$$c_{м\,0,3} = 0{,}292T + 416{,}2\ (R^2 = 0{,}936); \qquad (3)$$
$$c_{м\,0,8} = 0{,}243T + 446{,}9\ (R^2 = 0{,}935)$$

и оценить $c_м$ при 1500 °С, которая для стали с 0,8 % С составляет ~ 811 Дж/(кг·°С). Такое содержание углерода соответствует химическому составу стальных дробей по ГОСТ 11963–83. Однако более предпочтительны МФМ с частицами из низкоуглеродистой стали и сферической формы [1, 2].

При нормальном давлении и нагреве от 0 до 1000 °С теплоемкость $c_в$ сухого воздуха также увеличивается (от 1010 до 1181 Дж/(кг·°С)) [6], что можно представить выражением:

$$c_в = 0{,}193T + 994\ (R^2 = 0{,}986), \qquad (4)$$

которое позволяет оценить $c_в$ и для 1500 °С. При этом одновременно уменьшается плотность $\rho_в$ воздуха от 1,25 до 0,27 кг/м^3 (при 1000 °С). Это описывается уравнением квадратного трехчлена:

$$\rho_в = 0{,}000001T^2 - 0{,}0021T + 1{,}16. \qquad (5)$$

Аналогичные зависимости можно получить и для других газов, которые могут быть в МФ.

Анализ данных по теплоемкости показал, что:

1) при нагреве отношение теплоемкости $c_в$ воздуха к теплоемкости $c_м$ стали постепенно уменьшается. Так, для стали с 0,8 % С при 20 °С оно равно 2,06, при 1000 °С ~ 1,75, а при 1500 °С ~ 1,56;

2) при соотношении $\rho_в/\rho_м$ = 1,25/7200 = 0,0001736 и пористости, например, П = 0,4 масса воздуха в объеме МФМ V = 1 м^3 составит всего $m_в = \rho_в П V$ = 0,5 кг, а его массовая доля $g_в = m_в/(K_V\,\rho_м V + m_в)$ = 0,000116. Массовая доля металла $g_м \approx$ 0,999884;

3) с увеличением температуры массовая доля $g_в$ уменьшается более существенно, чем возрастает теплоемкость $c_в$, что еще заметнее снижает влияние теплоемкости $c_в$ на общую теплоемкость ДС;

4) только при 1500 °С значение теплоемкости $c_м \approx$ ≈ 811 Дж/(кг·°С) входит в вышеуказанный диапазон

$c_{эф}$ = 755...1173 Дж/(кг·°С). Это свидетельствует о более низких значениях $c_ф$ МФМ по сравнению с теплоемкостью $c_{эф}$ МФ, определенной методом заливки (см. столбец 5 табл. 2).

Следовательно, *удельная теплоемкость* $c_ф$ МФМ *не может существенно превышать* $c_м$ *и зависеть от плотности* $\rho_ф$, т.е. $c_ф \approx c_м$.

В капиллярно-пористых и сыпучих телах тепловой поток имеет сложный, изломанный путь, где участками с наибольшим термическим сопротивлением являются воздушные поры и места контактов частиц. Поэтому теплопроводность МФМ значительно ниже (на два порядка) теплопроводности материала частиц. Так, кварцевый песок, дробь с частицами диаметром до 4 мм, опилки различных металлов, стеклянные шарики диаметром до 3 мм, толченый шлак и др. имеют при 20 °С теплопроводность $\lambda_ф$ = 0,23...0,35 Вт/(м·°С) [6–8].

Теплопроводность $\lambda_м$ *углеродистых сталей и серого чугуна уменьшается при нагреве.* Например, для стали 20 она составляет при 0 °С 51,8 Вт/(м·°С) и уменьшается до 25,6 Вт/(м·°С) (в 2 раза), стали У8 от 49,7 до 30,2 Вт/(м·°С) (в 1,64 раза) при нагреве до 1200 °С, а обычного чугуна от 51,6 до 45,1 Вт/(м·°С) (в 1,12 раза) при нагреве до 900 °С [6, 7].

Теплопроводность сухого воздуха на три порядка меньше теплопроводности сплавов, однако *повышается с увеличением температуры.* При 0 °С его теплопроводность $\lambda_в$ = 0,0244 Вт/(м·°С); при 1000 °С – 0,0807 Вт/(м·°С), при 1500 °С – 0,1106 Вт/(м·°С) [5, 6]. Это повышение описывается уравнением прямой линии:

$$\lambda_в = 0{,}000055T + 0{,}028141\,(R^2 = 0{,}99). \qquad (6)$$

Видимо, из-за решающего вклада теплопроводности воздуха в общую теплопроводность ДС В.З. Богомолов предлагает формулу для расчета теплопроводности $\lambda_ф$, показывающую ее зависимость только от пористости П двухфазной ДС, связанной с плотностью $\rho_ф$ ДС [8]:

$$\lambda_ф = 3\pi\lambda_в \ln\frac{43 + 0{,}31П}{П - 26}. \qquad (7)$$

Так, при $\lambda_в$ = 0,0244 Вт/(м·°С) и обычной для минимально уплотненного МФМ пористости П = 50 % теплопроводность $\lambda_ф$ = 0,204 Вт/(м·°С), а при практически максимальном его уплотнении и минимальной пористости П = 34 % увеличивается до $\lambda_ф$ = = 0,437 Вт/(м·°С). Если температуру воздуха увеличить от 20 до 1000 °С, то для П = 50 % $\lambda_ф$ = = 0,675 Вт/(м·°С), а для П = 34 % $\lambda_ф$ = 1,444 Вт/(м·°С), *т.е. теплопроводности* $\lambda_в$ и $\lambda_ф$ *возрастают в 3,3 раза.* Аналогично при 1500 °С для П = 50 % $\lambda_ф$ = = 0,923 Вт/(м·°С), а для П = 34 % $\lambda_ф$ = 1,97 Вт/(м·°С). Важно, что при таком уменьшении пористости (в 1,47 раза) теплопроводность увеличивается во всех случаях в 2,14 раза.

Известно [8, 9], что при литье тугоплавких сплавов существенное значение для теплопередачи в МФ имеет конвекция и лучеиспускание в воздушных промежутках между частицами (особенно при нагреве выше 800 °С) [6]. Однако это не подтверждается данными работ [3, 5] (см. уравнения (1) и табл. 3). Кроме того, на основе эксперимента для МФМ с плотностью $\rho_ф \le 3900$ кг/м^3 из стальных шариков предложены следующие уравнения линейной зависимости [7]:

– при давлении сухого воздуха между шарами 0,1 МПа

$$\lambda_ф = 0{,}326(1 + 0{,}0021T_ф); \qquad (8)$$

– при давлении 13,3 Па (0,1 мм рт. ст.)

$$\lambda_ф = 0{,}0698(1 + 0{,}00666T_ф). \qquad (9)$$

Из (8) видно, что теплопроводность $\lambda_ф$ возрастает прямо пропорционально температуре (без ожидаемого после 800 °С повышения), а именно: при нагреве МФМ от 0 до 1000 °С увеличивается от 0,326 до 1,01 Вт/(м·°С) (в 3,1 раза), при 1500 °С она достигает 1,353 Вт/(м·°С).

Значения $\lambda_ф$ при 1000 и 1500 °С, рассчитанные по формуле (8), входят в вышеуказанный диапазон $\lambda_{эф}$ = = 0,812...1,425 Вт/(м·°С). При этом формула (7) только при $T_ф$ = 1500 °С и П = 34 % (минимально возможной и достигнутой только на образцах) дает высокое значение $\lambda_ф$ = 1,97 Вт/(м·°С), которое существенно меньше, чем в работе [5] (см. столбец 4 табл. 2).

Величина $\lambda_ф$ МФМ значительно уменьшается при снижении давления (от 0,1 МПа до 13,3 Па) воздуха в его порах, а именно: от 0,3396 до 0,079 Вт/(м·°С) (т.е. в 4,3 раза). Это открывает возможность управления теплопроводностью МФ путем вакуумирования до заливки, во время заливки или после заливки ее расплавом (для уменьшения теплопроводности) или путем продувки охлаждающего газа (для ее увеличения).

Следовательно, *теплопроводность* $\lambda_ф$ *более чувствительна к изменениям параметров технологии* (*особенно* $\rho_ф$), *чем теплоемкость* $c_ф$.

Теплоаккумуляцию $b_ф$ рассчитывали по формуле [9]:

$$b_ф = \sqrt{\lambda_ф c_ф \rho_ф}. \qquad (10)$$

С учетом вычисленных по (2), (3), (4) и (8) значений $c_ф$ и $\lambda_ф$ для МФМ в виде стальной дроби из высокоуглеродистой стали с $\rho_ф$ = 3900 кг/м^3 получили следующее значение $b_ф$, Вт·с^{0,5}/(м^2·К), при температуре $T_ф$ = 20 °С:

$$b_ф = \sqrt{0{,}34 \cdot 451{,}1 \cdot 3900} = 774.$$

Проведя аналогичные вычисления в диапазоне $T_ф$ = 50...1500 °С с шагом 50 °С, получили уравнение $b_ф = f(T_ф)$ прямолинейной зависимости:

$$b_ф = 0{,}86976 T_ф + 776{,}27 \; (R^2 = 0{,}999). \qquad (11)$$

При 1000 °С значение $b_ф$ = 1646 Вт·с^{0,5}/(м^2·К), а при 1500 °С – 2081 Вт·с^{0,5}/(м^2·К).

Оба значения входят в диапазон 1047... 2234 Вт·с^{0,5}/(м^2·К).

Аналогично для $\rho_ф$ = 3900 кг/м^3 по формуле [9]

$$a_ф = \frac{\lambda_ф}{c_ф \rho_ф} \qquad (12)$$

получили линейное уравнение $a_ф = f(T_ф)$ для температуропроводности:

$$a_ф = 0{,}2 \cdot 10^{-9} T_ф + 209{,}6 \cdot 10^{-9} \; (R^2 = 0{,}98). \qquad (13)$$

При 20 °С $a_ф$ = 0,2136·10^{-6} м^2/с, при 1000 °С $a_ф$ = = 0,4096·10^{-6} м^2/с, а при 1500 °С $a_ф$ = 0,5096·10^{-6} м^2/с. Сравнение их с температуропроводностью $a_в$ сухого воздуха (0,188·10^{-4} м^2/с при 0 °С, 2,461·10^{-4} м^2/с при 1000 °С и 3,165·10^{-4} м^2/с при 1200 °С [4]) показывает превышение на два порядка температуропроводности $a_в$ воздуха над температуропроводностью $a_ф$ МФМ. Это можно объяснить расходом тепла на нагрев частиц МФМ.

Отметим, что все термофизические характеристики в той или иной степени зависят от плотности $\rho_ф$. Поэтому ее следует определять наиболее точно.

Выводы

1. Верхние значения диапазона эффективных термофизических характеристик неполой МФ, полученные методом заливки при 950...1300 °С, превышают рассчитанные авторами статьи для МФМ (даже при $T_ф$ = 1500 °С), особенно для $b_ф$ и $a_ф$ (столбец 5 табл. 2). Возможно, это связано:

– с большими погрешностями определения расчетом по 16 параметрам количества теплоты $Q_ф$, переданной форме отливкой, а также $x_ф$ и $t_{затв}$, по которым сначала рассчитывают взаимозависимые величины $c_{эф}$ и $a_{эф}$, а затем – $b_{эф}$ и $\lambda_{эф}$ из формул (10) и (12) [4, 9]. В рассматриваемом в статье варианте *исходными для расчета $a_ф$ и $b_ф$ являются независимо определенные величины $c_ф$ и $\lambda_ф$*;

– с неопределенным влиянием конвекции и магнитного поля на погрешность измерения температуры МФ термопарами.

2. Полученные зависимости $c_ф$, $\lambda_ф$, $b_ф$ и $a_ф$ от температуры линейные, характеризуют именно МФМ и (в существенной мере) полую МФ и позволяют:

– при создании математической модели прогрева МФ использовать именно то их значение, какое соответствует заданной температуре $T_ф$ в любой точке формы;

– оценить суммарное влияние конвекции и магнитного поля на измеряемую в МФ температуру путем сравнения характеристик МФ и МФМ.

3. Удельная теплоемкость $c_ф$ МФМ и МФ не может превышать заметно теплоемкость $c_м$ материала их частиц и менее чувствительна к изменениям плотности $\rho_ф$ и пористости П, чем теплопроводность $\lambda_ф$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Левшин Г.Е., Матюшков И.Л.** Литье в магнитные формы. Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. 688 с.

2. **Левшин Г.Е.** Формообразование намагниченными формовочными материалами. Барнаул: Изд-во АлтГУ, 2001. 368 с.

3. **Шуляк В.С., Рыбаков С.А., Григорян К.А.** Производство отливок по газифицируемым моделям. М.: МГИУ, 2001. 330 с.

4. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** К определению термофизических характеристик материала разовой формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 7. С. 10–16.

5. **Белов Е.И. и др.** Исследование теплообмена в магнитной форме // Литейное производство. 1999. № 2. С. 31–33.

6. **Мастрюков Б.С.** Теплотехнические расчеты промышленных печей. М.: Металлургия, 1972. 368 с.

7. **Чиркин В.С.** Теплопроводность промышленных материалов. М.: Машгиз, 1962. 247 с.

8. **Вопросы** теории литейных процессов / П.Н. Аксенов, П.П. Берг, Н.М. Бодашков и др. М.: Машгиз, 1960. 694 с.

9. **Вейник А.И.** Термодинамика литейной формы. М.: Машиностроение, 1968. 335 с.

Геннадий Егорович Левшин, д-р техн. наук,
ntsc@desert.secna.ru;
Константин Иванович Павлюк, аспирант

УДК 621.762.5:669.018

О.И. Самойлов, В.А. Гейкин, И.А. Бурлаков, В.А. Поклад
(НИИД ФГУП "ММПП "Салют", г. Москва)

Получение неразъемных соединений из гранульных заготовок с применением жидкой фазы

Рассмотрен метод соединения заготовок из трудносвариваемых, в первую очередь гранульных, материалов с применением жидкой фазы.

Bonding method of machine parts made of difficult-to-weld materials, in the first place powder alloys, using liquid-phase sintering is considered.

Ключевые слова: никелевые сплавы; гранулы; жидкая фаза; неразъемные соединения.

Keywords: nickel-base alloys; powders; liquid phase; machine parts bonding.

В России существует ряд жаропрочных никелевых сплавов, которые иногда называют "гранульными", например, ЭП741НП, ЭР741П, ЭП975, ЭП962, ВЖ136. Наиболее распространен сплав ЭП741НП, из которого изготовляют диски газотурбинных двигателей. Его состав приведен в таблице.

Как правило, сплав ЭП741НП производится с гранулометрическим составом – 150 мкм. На рис. 1 показан фрагмент поверхности гранулы, закристаллизованной со скоростью охлаждения $9 \cdot 10^6$ К/с, а на рис. 2 – общий вид гранул.

Дифференциально-термический анализ показал, что у всех сплавов существует температурный диапазон появления в них жидкой фазы, состав которой для сплава ЭП741НП отвечает сплаву упрочняющей γ′-фазы [1]. Появление жидкой фазы на гранулах приведено на рис. 3.

Помещенные в керамическую или металлическую форму гранулы при достижении температуры $T_s + T_п$, где T_s – температура солидуса сплава; $T_п$ – температура перегрева, компактируются. Если засыпка гранул подвергалась горячему изостатическому прессованию (ГИП), то во время появления жидкой фазы структура изменяется, а жидкая фаза появляется не только в объеме изделия, но и на его поверхности. При соприкосновении двух поверхностей (двух деталей) жидкая фаза согласно общей теории спекания порошковых систем перемещается в зону контакта [2]. После охла-

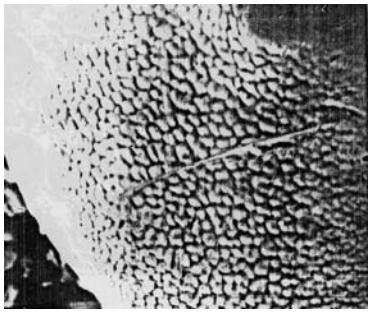


Рис. 1. Фрагмент поверхности гранулы сплава ЭП741НП. ×6000

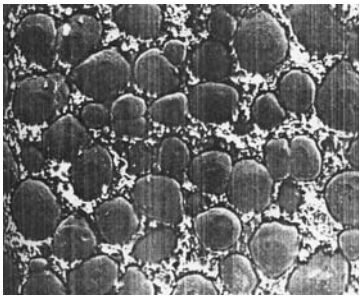


Рис. 2. Общий вид гранул сплава ЭП741НП. ×150

Рис. 3. Закристаллизованная жидкая фаза на грануле сплава ЭП741НП. ×500

Химический состав (% мас., Ni – основа) порошкового жаропрочного сплава ЭП741НП

Основные элементы								
C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	W	Nb	Hf
0,066	8,0...10,0	15,0...16,5	3,5...4,2	4,85...5,25	1,6...2,0	5,2...5,9	2,4...2,8	0,1...0,4
Примеси, не более								
Zr	Mg	B	Ge	Si	Mn	Fe	S	P
0,015	0,05	0,015	0,01	0,5	0,5	0,5	0,009	0,015

Рис. 4. Соединение двух заготовок жидкой фазой

ждения жидкая фаза кристаллизуется, детали охлаждаются. Специальная термообработка меняет структуру соединяющего шва, приближая его химический состав к γ-твердому раствору.

На рис. 4 показаны заготовки из сплава ЭП741НП, подвергнутые ГИП и соединенные жидкой фазой.

Этот процесс может заменить электронно-лучевую, дуговую и диффузионную сварку. Время соединения деталей после нагрева до нужной температуры составляет 5...10 мин.

При соединении деталей таким способом необходим контроль температур в узком диапазоне (±5 °С), что связано с резким увеличением количества жидкой фазы при повышении температуры. Кроме того, необходимо решить вопрос о технологии, т.е. выбрать нагрев места соединения, либо всей сборки. В последнем случае при сварке дисков, нагретых до температуры появления жидкой фазы, изменяется их структура, а также возможно коробление конструкции. Это потребует изготовления закладных элементов. При местном нагреве места соединения указанных выше проблем нет.

Таким образом, можно сделать вывод о перспективности технологии получения неразъемных соединений трудносвариваемых материалов с использованием жидкой фазы.

Особое внимание необходимо обратить на разработку и применение устройства для локального нагрева места неразъемного соединения деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2316413 РФ, МКИ 2316413 С 1, В 22 F 3/14, С 22 С 19/00.** Способ производства заготовок из порошковых сплавов / О.И. Самойлов, И.А. Бурлаков, Ю.С. Елисеев и др. Опубл. 10.02.2008, Бюл. № 4.

2. **Бурлаков И.А., Самойлов О.И., Поклад В.А.** Современные методы изготовления дисков газотурбинных двигателей из поковок с гранульной и ультрамелкозернистой структурой. М., 2008. 107 с.

Олег Иванович Самойлов, д-р техн. наук;
Валерий Александрович Гейкин, д-р техн. наук;
Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук,
burlakov@salut.ru;
Валерий Александрович Поклад, канд. техн. наук

ИНЖЕНЕРНАЯ ЭКОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА: *учебное пособие*

А.Н. Болдин, А.И. Яковлев, С.Д. Тепляков и др.

Под общ. ред. А.Н. Болдина

Цена 1000 р.

352 с. : ил. ISBN 978-5-94275-523-2

Приведены основные методики исследований и расчета вредных выделений в литейном производстве, рассмотрены различные технологии литейного производства, применяемые в машиностроительном комплексе России и за рубежом с точки зрения экологии. Даны сведения, необходимые для проектирования литейных цехов, реконструкции уже существующих литейных цехов и оценки их влияния на окружающую среду.

Пособие предназначено для студентов вузов, обучающихся по специальности "Машины и технология литейного производства", а также может быть полезно специалистам-литейщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98
и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.777

Ю.Н. Логинов, Л.В. Антоненко *(ГОУ ВПО "Уральский государственный технический университет – УПИ", г. Екатеринбург)*

Влияние деформации на уровень механических характеристик прессованных заготовок из сплава АМг6

Выполнена статистическая обработка обширной выборки механических свойств прессованной продукции из алюминиевого сплава АМг6. В качестве основного аргумента функции отклика выбран коэффициент вытяжки. Показано наличие экстремумов на графиках стандартных характеристик в зависимости от коэффициента вытяжки. Установлена статистическая значимость зависимостей. Предложено объяснение наблюдаемых явлений с позиции структурного состояния материала.

Statistical processing of the extensive sample of the mechanical properties of the extruded production from the aluminum alloy Al6Mg is performed. The draw ratio is selected as the basic argument of the response function. The presence of extreme on the graphs of standard characteristics depending on the reduction ratio in area is shown. The statistical significance of dependences is established. The explanation of the observed phenomena from the position of the structural state of material is proposed.

Ключевые слова: алюминиево-магниевые сплавы; прессование; коэффициент вытяжки.

Keywords: aluminum-magnesium alloys; extrusion; reduction ratio in area.

Цель исследования. Изделия из алюминиевых сплавов системы Al–Mg широко применяются в различных отраслях промышленности. Полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с повышенным содержанием магния (до 6...10 %) [1, 2] используются, в частности, как броневые материалы в авиации и судостроении [3–5], в химической промышленности.

В справочнике "Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов" (отв. ред. В.А. Ливанов. М.: Металлургия, 1974. С. 212.) отмечено, что свойства прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, содержащих до 4 % Mg, практически не зависят от технологии производства. Однако сплавы с большим содержанием магния становятся чувствительны к технологическим параметрам.

Цель исследования – оценка стабильности свойств алюминиевого сплава АМг6 (5,8...6,8 % Mg; 0,5...0,8 % Mn) по ГОСТ 4784 в состоянии поставки и выявление причин, вызывающих отклонения свойств от средних значений.

Методика исследования. Для определения уровня стабильности механических характеристик сплава АМг6 выполнен статистический анализ выборки свойств образцов, отобранных от промышленных партий пресс-изделий, полученных в ОАО "Каменск-Уральский металлургический завод". Рассмотрены две выборки свойств, полученных при прессовании прутков размерами 130...200 мм и труб наружным диаметром 85...200 мм с толщиной стенки 7...80 мм. Для изготовления этой продукции использованы коэффициенты вытяжек $\lambda_к$, указанные в табл. 1. Подстрочный символ "к" означает, что расчет коэффициента вытяжки выполнен через площадь поперечного сечения контейнера, а не заготовки. Таким образом частично учтен эффект распрессовки слитка в контейнере перед прессованием.

Для конкретных условий производства по нормализованным скоростям истечения металла вычислены скорости деформации, реализованные при прессовании, они составили 0,01...0,04 $с^{-1}$.

Полученные изделия были аттестованы, в том числе по параметрам механических свойств. В соответствии с требованиями стандарта металл для испытаний подвергнут отжигу при температуре 310...335 °С либо на стадии изготовления продукции, либо при подготовке образцов к растяжению. Отжиг предназначен

1. Коэффициенты вытяжки в производственной практике

Продукция	Коэффициент вытяжки			
	Минимальный	Максимальный	Средний	Диапазон
Прутки	6,76	12,02	9,74	5,26
Трубы	1,44	39,72	12,01	38,28

2. Статистические показатели механических характеристик полуфабрикатов из сплава АМг6

Показатель	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
	Трубы			Прутки		
Среднее значение	354,4	174,1	22,2	358,7	177,4	22,1
Стандартная ошибка	1,01	0,91	0,21	1,0	1,3	0,5
Медиана	355	175	21,5	360	175	22,5
Мода	360	180	21	360	175	21,5
Стандартное отклонение	14,6	13,1	3,0	5,7	7,8	2,9
Дисперсия выборки	213,8	172,1	9,1	32,9	60,8	8,4
Эксцесс	0,4	0,7	1,6	–0,4	2,4	8,2
Асимметричность	–0,8	–0,8	1,3	0,3	1,3	–2,3
Интервал	70	70	16	20	35	16,5
Минимум	310	135	17	350	165	10
Максимум	380	205	33	370	200	26,5

для обеспечения достаточной коррозионной стойкости сплава, его параметры не должны приводить к рекристаллизации сплава. ГОСТ 18482 установлены на трубы минимальные значения механических свойств изделий из сплава АМг6: $\sigma_в$ = 315 МПа; $\sigma_{0,2}$ = = 145 МПа; δ = 15 %. ГОСТ 21488 предусмотрены на прутки диаметром менее 300 мм, близкие к указанным нормативные значения механических свойств: $\sigma_в$ = = 315 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 155 МПа; δ = 15 %.

Для дальнейшего анализа сделаны выборки данных в объеме 210 позиций для труб и 35 позиций для прутков. Эти данные подвергнуты статистической обработке, результаты которой приведены в табл. 2. Отбор проб для контроля механических характеристик проведен от выходного конца полуфабриката на расстоянии от торца не менее 300 мм.

Анализ полученных статистических данных показал, что средние значения механических свойств по двум совокупностям выборок практически совпадают. Дисперсионный анализ приводит к выводу о значительном различии рассева данных вокруг средних значений в зависимости от вида продукции. Характеристика дисперсии для временного сопротивления труб превышает аналогичный показатель для прутков в 6 раз, условного предела текучести в 3 раза, а относительного удлинения примерно в 1,1 раза.

Характеристики эксцесса и асимметричности невелики, значения моды и медианы близки, т.е. распределение механических характеристик близко к нормальному закону, что видно также из рис. 1. Максимумы частотных диаграмм совпадают за исключением распределения относительного удлинения, для труб эта характеристика смещена в сторону меньших значений. Средние значения механических свойств прутков немного выше, чем свойства труб, что вместе с тем статистически мало значимо из-за большой дисперсии, наблюдаемой в выборках.

Повышенную дисперсию свойств при производстве труб в сравнении с производством прутков можно объяснить применением лишнего вида инструмента – иглы, которая при прессовании играет роль захолажи-

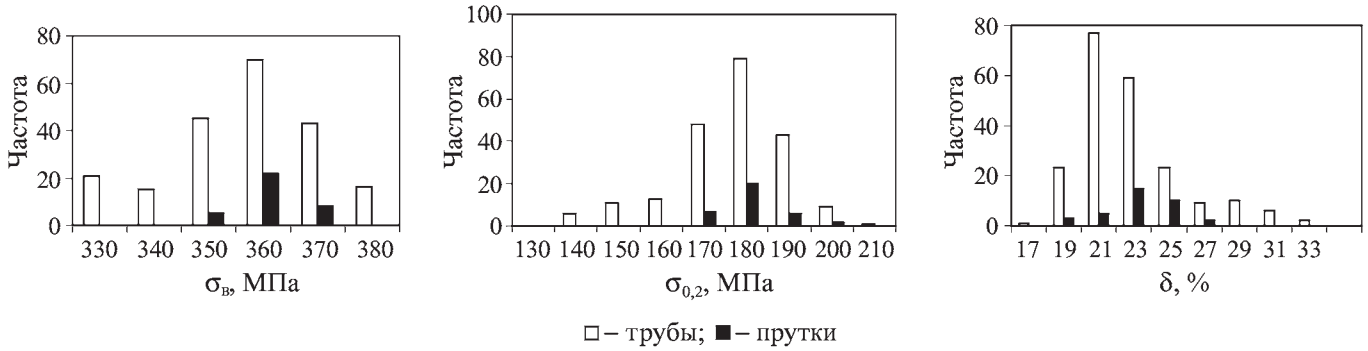


Рис. 1. Частотные гистограммы свойств труб и прутков из сплава АМг6

вающего элемента, что создает неравномерное тепловое поле, искажающее конфигурацию очага деформации, создающее дополнительную неравномерность скоростных и деформационных параметров [6]. Кроме того, в выборке для трубных заготовок изменение коэффициента вытяжки $\lambda_к$ намного превышает диапазон изменения коэффициента $\lambda_к$ для прутков. Если значения $\lambda_к$ являются значимыми параметрами, то их вариации должны значимо сказываться на свойствах.

Анализ причин повышенной дисперсии механических характеристик. Следующий этап работы – установление причин повышенной дисперсии свойств полуфабрикатов из сплава АМг6, наблюдаемой в основном при производстве труб. Ниже приведен перечень возможных причин производственного характера, которые могут играть роль в формировании повышенного разброса механических свойств прессованных изделий:

1. Колебания химического состава материала в рамках допусков действующего стандарта, в том числе содержания магния, марганца, кремния и железа.
2. Изменение режимов гомогенизации.
3. Изменение температуры нагрева литых заготовок под прессование.
4. Нестабильность условий трения на рабочих поверхностях прессового инструмента.
5. Изменение скоростных условий прессования.
6. Нестабильность контактных условий теплопередачи.
7. Переход на другой типоразмер и изменение деформационных условий прессования.

Предварительно выполненные исследования выявили, что требования стандарта ГОСТ 4784–97 в отношении химического состава сплава АМг6 выполняются. Колебания основного легирующего элемента – магния находятся в пределах допуска 5,80...6,80 %, причем имеется тенденция выплавки сплава ближе к верхнему пределу. Значимого влияния содержания магния в пределах допуска на уровень механических свойств не выявлено. В работе Б.А. Колачева, В.А. Ливанова, В.И. Елагина (Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972. 480 с.) указано на существенное влияние на свойства алюминиево-магниевых сплавов содержания натрия и стабилизирующее влияние содержания кремния. По данным производственных наблюдений содержание натрия не фиксировалось, а содержание кремния в сплаве обычно составляет 0,06...0,07 % при ограничении со стороны стандарта 0,4 %.

Условия 2–5 были изучены и их влияние на нестабильность свойств сплава отражено в публикации [7], поэтому в данной части работы не обсуждается. Влиянию скорости деформации на формирование свойств легких сплавов было уделено много внимания в работах П.Г. Микляева [8]. В данном случае колебания скорости в технологическом процессе составляют величину менее одного порядка, поэтому в работе не учитывались.

Обсуждаемые в данной работе результаты относятся к стратегии пассивного эксперимента. Под этим подразумевается, что за определенное время работы цеха накоплен фактический материал в виде отдельных фактов, который нуждается в осмыслении и обработке. К этим фактам относятся данные по геометрическим параметрам литых заготовок, получаемых прессованием изделий, скорости деформации и механическим свойствам продукции. Последние переменные выступают в роли функции отклика.

В производственном процессе в соответствии с заказами на продукцию постоянно меняются геометрические параметры как заготовок, так и изделий. К числу этих параметров относятся: наружный и внутренний диаметры, а также длина слитка, наружный и внутренний диаметр изделия, диаметр контейнера.

При изменении геометрии заготовки и изделия очаг деформации при распрессовке и прессовании может иметь различное строение, поэтому влияние каждого из этих факторов на уровень свойств изделия не исключено.

Методология активного многофакторного эксперимента требует фиксирования значений всех факторов, кроме одного, на постоянном уровне. Перебором значений одного фактора удается установить характер его влияния на функцию отклика. Затем можно перейти на другой уровень фиксации факторов и вновь изменять единственный фактор, такие действия повторять до тех пор, пока не будет установлено влияние всех факторов. Этот метод часто применяют в лабораторных условиях, но он, как правило, не применим в производстве из-за больших затрат.

В производственных условиях одновременно могут изменяться несколько факторов, поэтому построение однозначных регрессионных моделей является трудной задачей. Чаще всего не удается стабилизировать все параметры, кроме одного, на фиксированном уровне. Другой подход основан на обработке данных пассивного многофакторного эксперимента, но этот метод требует уверенности в том, что исследуется линейная модель, что совершенно не очевидно. Малость значений коэффициентов корреляции в обработке данных многофакторного эксперимента может говорить как об отсутствии влияния факторов, так и просто о нелинейности их действия.

Основным показателем деформации при прессовании является коэффициент вытяжки $\lambda_к$, который вычисляется исходя из размеров поперечного сечения контейнера, иглы (при ее наличии) и поперечного сечения готового изделия. На основании известных размеров коэффициент вытяжки был вычислен для всей совокупности выборки, а затем сформированы группы типоразмеров изделий, характеризуемые применением примерно одинаковых коэффициентов вытяжки (табл. 3).

3. Коэффициенты вытяжки по группам

Показатель	Номер группы					
	1	2	3	4	5	6
Диапазон	1...5	5...10	10...15	15...20	20...30	35...40
Среднее значение	2,5	7,50	12,50	17,50	25,00	37,50

Для каждой из групп определены средние значения механических характеристик и нанесены на графики рис. 2. Выявлено, что полученные зависимости носят экстремальный характер: временное сопротивление и условный предел текучести имеют максимум при коэффициентах вытяжки около 5...15, в этом же диапазоне относительное удлинение имеет минимум.

Стохастические зависимости, имеющие экстремумы, точнее всего описывать аппроксимирующими зависимостями параболического типа, поэтому ниже приведены уравнения квадратичной регрессии для трех механических характеристик (при соответствующих значениях достоверности аппроксимации R^2):

$$\sigma_в = -0{,}0773\lambda_к^2 + 2{,}3576\lambda_к + 340{,}70 \text{ при } R^2 = 0{,}984;$$

$$\sigma_{0,2} = -0{,}0552\lambda_к^2 + 1{,}5356\lambda_к + 165{,}57 \text{ при } R^2 = 0{,}952;$$

$$\delta = 0{,}0098\lambda_к^2 - 0{,}1423\lambda_к + 21{,}893 \text{ при } R^2 = 0{,}982.$$

Приведенные выше значения R^2 приближены к единице, что говорит о высокой степени достоверности аппроксимации.

Рассчитаны коэффициенты линейной корреляции по общему массиву данных для трубных заготовок. В парах переменных $\sigma_в$–$\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$–δ, $\sigma_{0,2}$–δ они соответственно равны 0,90; –0,74; –0,71. Учет знаков коэффициентов позволяет сделать вывод о наличии прямой связи между характеристиками $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ (знак "+") и обратной связи между значениями $\sigma_в$ и δ, а также между $\sigma_{0,2}$ и δ (знаки "–"). Такие качественные связи не противоречат сложившимся представлениям в технологии обработки алюминиевых сплавов.

Значения коэффициентов, приближенные к единице, говорят о том, что прямая связь между величинами $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ довольно тесная. Связи между значениями $\sigma_в$ и δ, $\sigma_{0,2}$ и δ (приближенные к величине –1) не обладают такой теснотой, что можно отнести на счет нелинейности этих связей. Таким образом, данные корреляционного анализа подтверждают выводы регрессионного анализа.

На рис. 2 нанесены также среднестатистические данные испытаний механических характеристик прутков. В этом случае диапазон коэффициентов вытяжек оказался ограниченным, но как видно из рисунка общая тенденция изменения функций отклика осталась: на данном участке свойства как труб, так и прутков, несколько увеличиваются, различия в свойствах прутков и труб невелики.

Обсуждение результатов. С позиций материаловедения основным вопросом является обоснование наличия экстремумов на графиках механических характеристик. Принято считать, что пластическая деформация повышает уровень механических характеристик по отношению к литому состоянию материала. Прессование характеризуется возможностью создания большой гаммы степеней деформации, осуществляемых на одном и том же оборудовании за один цикл работы машины.

Выявлено, что свойства изделия могут быть ухудшены применением чрезмерно малых и больших обжатий. Из теории и практики прессования известно, что слишком малые степени деформаций при коэффициентах вытяжки менее 5 приводят к локализации деформации в периферийных зонах, в целом структура литого металла не прорабатывается. Этим можно объяснить пониженные свойства изделий в области малых коэффициентов вытяжек, этот эффект зафиксирован как раз в области значений ниже $\lambda_к = 5...10$.

Снижение свойств при больших коэффициентах вытяжек обосновать труднее. Среди причин или гипотез, вызывающих это явление, можно привести следующие:

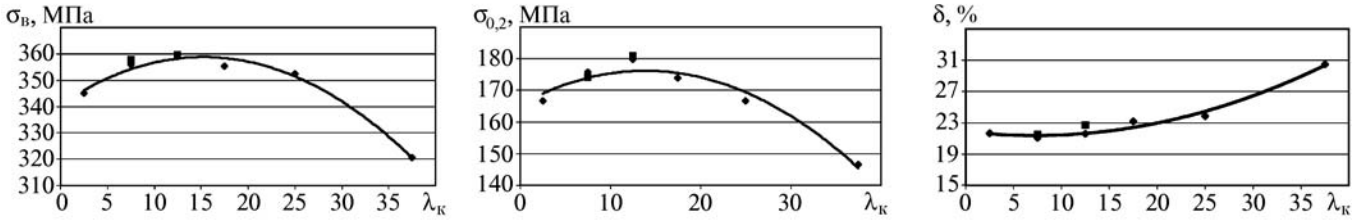


Рис. 2. Зависимости механических свойств сплава АМг6 от коэффициента вытяжки для труб (◆) и прутков (■), линии графика – по уравнению регрессии для характеристик труб

1. Превышение степени деформации сдвига в процессе прессования максимально допустимого значения, выше которого начинается разрушение металла. Этому способствует заторможенность процессов рекристаллизации, наблюдаемая во многих алюминиевых сплавах, в том числе в сплаве АМг6. В результате микротрещины, образовавшиеся в заготовке при прессовании, могут снижать уровень механических характеристик.

2. Указанная заторможенность рекристаллизации приводит к получению нагартованного состояния, что собственно и обеспечивает высокий уровень механических свойств полуфабрикатов из данного сплава. Особенно значимо явление сохранения состояния нагартовки при прессовании, где скорости деформации невелики и проявляется структурный эффект деформации.

При выполнении первой гипотезы должно наблюдаться некоторое соответствие изменения механических характеристик: при наличии микротрещин уменьшаются прочностные характеристики ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$), но должны уменьшаться и пластические характеристики (δ). Однако из приведенных выше данных следует, что при слишком больших коэффициентах вытяжки прочностные свойства уменьшаются, а пластичность возрастает, поэтому первая гипотеза становится неприемлемой.

Вторая гипотеза основана на сохранении нерекристаллизованного состояния до некоторого предела приложения деформации, после которого начинают развиваться процессы рекристаллизации. Эти процессы приводят, как правило, к повышению пластичности и снижению прочностных свойств. Именно такой характер изменения свойств наблюдается при обработке полуфабрикатов, следовательно, можно предположить, что вторая гипотеза справедлива.

Ю.М. Вайнблатом была высказана гипотеза, в соответствии с которой температура начала рекристаллизации для алюминиевых сплавов существенно снижается с увеличением степени деформации (Вайнблат Ю.М., Ланцман П.Ш., Шаршагин Н.А. Диаграммы структурных состояний горячедеформированных алюминиевых сплавов // Известия вузов. Цветная металлургия. 1974. № 4. С. 155–160.). Это правило действует до относительного обжатия не более 40 %, после которого снижение температуры начала рекристаллизации прекращается.

При более высоких степенях деформации ощутимо влияние скорости деформации на формирование смешанной структуры материала. Выполненный авторами перерасчет нормативных скоростей истечения металла на скорость деформации показал, что значения последней величины установлены на уровне 0,01...0,04 $с^{-1}$ и по существу заданы технологическими инструкциями предприятия. По данным Ю.М. Вайнблата, при таких скоростях деформации получение смешанной структуры возможно при температурах менее 350 °С, что заведомо ниже применяемых температур при прессовании.

Правило исключения влияния степени деформации при слишком больших ее значениях было сформулировано на основании опытов по осадке цилиндрических образцов, которые невозможно было деформировать до обжатия более 60 %, поскольку образцы приобретали неблагоприятную форму: высота становилась небольшой, а площадь возрастала, соответственно чрезмерно возрастали силы и напряжения деформации. Попытки достичь высоких значений логарифмической степени деформации алюминиево-магниевых сплавов до величины, равной 8 (относительное обжатие 99,97 %) были сделаны в работе [9] с использованием техники углового прессования, но сплавы содержали малое количество магния, а температура опытов оказалась ограничена 200 °С, что не описывает условия реального производственного процесса.

Максимальный коэффициент вытяжки, наблюдаемый в данной работе при анализе производственной ситуации, равен $\lambda_к = 39,72$, в соответствии с этим относительное обжатие равно $100(\lambda_к - 1)/\lambda_к = 97$ %, что намного превышает возможности опытов по осадке образцов. Отсюда следует, что влияние больших деформаций на изменение температуры начала рекристаллизации до сих пор точно не установлено. Это позволяет предположить, что температура начала рекристаллизации имеет дальнейшую тенденцию к снижению при возрастании степени деформации. Именно этим можно объяснить снижение прочностных свойств сплава АМг6 при увеличении коэффициентов вытяжек.

Рентгеновский анализ образцов продукции из сплава АМг6, отпрессованной при повышенных коэффициентах вытяжки, показал наличие смешанной структуры металла: полигонизованной, частично рекристаллизованной и подвергнутой собирательной рекристаллизации.

Выводы

Выявлена вероятность получения сложного структурного строения трубных и прутковых заготовок из сплава АМг6, от преобладания той или иной структуры может зависеть уровень механических свойств получаемой продукции, а также уровень отклонений свойств от средних значений. Процесс разупрочнения магниевых сплавов с большим содержанием магния может осуществляться при умеренных скоростях и повышенных значениях степени деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Pao P.S., Holtz R.L., Jones H.N., Feng C.R.** Effect of environment on fatigue crack growth in ultrafine grain Al–Mg // International Journal of Fatigue. 2009. V. 31. Iss. 11–12. P. 1678–1683.

2. **Meng Gang, Li Bolong, Li Hongmei, Huang Hui, Nie Zuoren.** Hot deformation behavior of an Al–5.7 wt. % Mg alloy with erbium // Materials Science and Engineering. 2009. A 516. P. 131–137.

3. **Пат. 3346372 США,** МПК 22 С 21/06. Aluminum base alloy / G.J. Jagaciak; заявитель Olin Mathieson Chemical Corporation; опубл. 10.10.67.

4. **Пат. 4626294 США,** МПК С 22 F 1/047; F 41 H 5/02; C 22 F 1/047; F 41 H 5/00. Lightweight armor plate and method / J.R. Sanders; заявитель Aluminum Company of America; опубл. 02.12.86.

5. **Пат. 2260488 РФ,** МПК В 21 В 3/00. Способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия и изделие из них / В.И. Попов; заявитель ОАО "Каменск-Уральский металлургический завод"; опубл. 20.09.05.

6. **Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф.** Влияние скорости деформации на эффект структурного упрочнения прессованных труб из алюминиевого сплава 6061 // Технология легких сплавов. 2007. № 4. С. 123–127.

7. **Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В.** Особенности формирования свойств горячепрессованной заготовки из сплава АМг6 // КШП ОМД. 2007. № 6. С. 14–17.

8. **Микляев П.Г.** Механические свойства легких сплавов при температурах и скоростях обработки давлением. М.: Металлургия, 1994. 288 с.

9. **Gubicza J., Chinh N.Q., Horita Z., Langdon T.G.** Effect of Mg addition on microstructure and mechanical properties of aluminum // Materials Science and Engineering. 2004. A 387–389. P. 55–59.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
unl@mtf.ustu.ru;
Людмила Викторовна Антоненко, аспирант

УДК 621.789.06

В.Н. Гадалов, А.И. Лыткин (*Курский государственный технический университет),*
Ю.Г. Алёхин, А.А. Лоторев *(Курская государственная сельскохозяйственная академия)*

Применение импульсивного лазерного облучения для упрочнения штампов холодного деформирования

Рассмотрен способ лазерного упрочнения режущих кромок вырубных штампов, обусловленный структурно-фазовыми превращениями в твердом состоянии при очень высокой скорости нагрева и охлаждения. Приведены результаты экспериментальных исследований и промышленных испытаний лазерного упрочнения режущих кромок вырубных штампов.

Laser hardening blanking dies cutting edges of due to structural phase transitions in solid state at very high rate of heating and cooling is considered. The results of experimental studies and industrial tests of the laser hardening of blanking dies cutting edges are presented.

Ключевые слова: лазерное упрочнение; режущие кромки; вырубные штампы; износ; закалка.

Keywords: laser hardening; cutting edges; blanking dies; wear; hardening.

В условиях мелко- и крупносерийного производства при автоматизированной холодной штамповке существенное влияние на производительность обработки, себестоимость и качество деталей оказывает стойкость инструмента и прежде всего разделительных штампов. Низкая стойкость может быть одной из основных причин простоев высокопроизводительных прессов-автоматов, что снижает качество и производительность обработки, приводит к перерасходу дорогостоящих инструментальных материалов. Для решения этой проблемы применяют лазерную обработку металлических материалов [1, 2].

Для повышения стойкости инструмента были проведены экспериментальные исследования лазерного упрочнения режущих кромок в процессе поверхностной закалки вырубных штампов, изготовленных из инструментальных сталей марок У7А, У10А, ХВГ, 9ХС, Х12М.

Упрочнение проводили на лазерной технологической установке "Квант-18" для термоупрочнения и точечной сварки металлов, имеющей активный элемент из стекла с примесью редкоземельного элемента неодима. Применяемый излучатель имеет четыре цилиндрических или один прямоугольный стержень, что позволяет обрабатывать поверхность металла пучками излучения круглой или прямоугольной формы. Лазер на неодимовом стекле генерирует импульсное излучение в диапазоне длительности по уровню 0,7 в пределах 4...8 мс (длина волны λ = 1,06 мкм в диапазоне энергии излучения от 8 до 80 Дж).

Исходная твердость матриц и пуансонов разделительных штампов, полученная в процессе термообработки, составляла 52...59 HRC. Импульсному лазерному облучению подвергали рабочие поверхности матриц и пуансонов, расположенные по режущему контуру, причем все пуансоны упрочнялись по торцевым и боковым поверхностям. Матрицы, у которых позволяла конфигурация и размеры рабочего отверстия, также упрочнялись по боковым поверхностям.

Поверхности штампа упрочняли на воздухе пучком излучения круглой формы диаметром 1...9 мм в фокальной плоскости по линейной схеме, при которой лазерные импульсы последовательно воздействовали на обрабатываемую поверхность с коэффициентом перекрытия 0,5...0,6.

Упрочнение выполняли за один проход, ширина упрочненной поверхности по периметру режущей кромки составляет 0,6...0,7 от диаметра пятна. На боковых поверхностях проводили многострочечное плоскостное упрочнение для того, чтобы сохранить упрочненную поверхность после переточки. Стойкость штампов оценивали числом обработанных им деталей до появления на них заусенца допустимой высоты.

Сравнительные экспериментальные исследования для исключения влияния нестабильности физико-механических свойств материала штампа на износ и стойкость проводили для каждой марки инструментального материала на одном штампе. До упрочнения для каждого экспериментального штампа определяли стойкость. Затем осуществляли переточку и упрочнение лазерной обработкой рабочих поверхностей вырубных штампов и вновь измеряли их стойкость. После этого штампы повторно перетачивали и упрочняли.

Мощность установки "Квант-18" позволяет проводить термоупрочнение без предварительного чернения обрабатываемой поверхности. Это обеспечивает лучший контроль за протеканием процесса и повышает качество упрочнения. Экспериментальные исследования показали, что микротвердость поверхности штампа после лазерного упрочнения повысилась от 6500...8000 до 8500...15500 МПа в зависимости от инструментального материала.

Лазерное упрочнение обусловлено структурно-фазовыми превращениями в твердом состоянии при очень высокой скорости нагрева и охлаждения [2]. Структура закаленного слоя после лазерного упрочнения состоит из мелкоигольчатого мартенсита, возникающего при высокой скорости охлаждения (~10^6 °С/с), и большого количества остаточного аустенита, образующегося при высокоскоростном нагреве мартенсита (~10^6 °С/с), и поэтому пересыщенного дефектами кристаллической решетки. Образующийся мартенсит закалки, остаточный аустенит имеют повышенную твердость, определяющую свойства поверхностного слоя.

После лазерного упрочнения в поверхностном слое отсутствовали закалочные трещины и микротрещины, шероховатость поверхности практически оставалась без изменения и соответствовала исходной шероховатости, полученной после заточки. Установлено, что наибольшая эффективность упрочнения была достигнута при энергии импульса 55...75 Дж, длительности импульса излучения 8 мс, частоте следования импульсов 1 Гц и диаметре пятна в фокусе излучения 4...5 мм.

Промышленные испытания выполняли на 12 типах вырубных штампов при обработке деталей из листовой конструкционной стали толщиной 4...6 мм. Стойкость штампов до упрочнения составляла 3000...4000 деталей. Лазерное упрочнение рабочих поверхностей штампов обеспечило повышение стойкости инструмента до 7500...12500 деталей. После переточки и последующего упрочнения стойкость вырубных штампов осталась прежней (7500...12500 деталей).

После переточки без последующего лазерного упрочнения (когда отшлифовывался упрочненный слой металла с торцовых поверхностей матрицы и пуансона) стойкость штампов повысилась на 40...60 % по сравнению со стойкостью неупрочненных штампов. Это объясняется наличием упрочненного поверхностного слоя на боковых поверхностях инструмента.

Внедрение лазерного упрочнения вырубных штампов повысило производительность труда и качество штамповки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыкалин Н.Н.** Лазерная и электролучевая обработка материалов / под ред. Н.Н. Рыкалина: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

2. **Леонтьев П.А., Хан М.Г., Чеканова Н.Т.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 146 с.

Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук,
Gadalov-VN@yandex.ru;
Андрей Иванович Лыткин, инженер;
Юрий Георгиевич Алёхин, канд. техн. наук;
Андрей Александрович Лоторев, преподаватель

УДК 621.73

К.Н. Соломонов, В.П. Абашкин, В.В. Свирин *(Московский институт стали и сплавов)*

Моделирование процессов формообразования плоских заготовок

Показаны возможности моделирования пространственной эпюры контактных давлений для определения параметров технологической выемки, используемой для регулирования потоков металла по полотну заготовки в процессах ковки. Приведены экспериментальные данные по осадке плоских заготовок в сопоставлении с результатами аналогового моделирования. Исследованы различные варианты расположения "жестких концов" в деформируемых образцах.

The possibilities of modeling spatial diagram of contact pressures to determine the parameters of technological extraction used to regulate the flow of the metal blank canvas in the process of forging are shown. Experimental data on the sediment of flat blanks in comparison with the results of analogue simulation are presented. Various types of arrangement of "hard parts" in the deformed samples are studied.

Ключевые слова: ковка; объемная штамповка; заготовка; линия раздела течения металла; линия тока; эпюра контактных давлений; моделирование.

Keywords: forging; stamping; blank; incision the metal flow; stream line; diagram of contact pressures; modeling.

Среди заготовок деталей, применяемых в различных областях машиностроения, значительный объем составляют поковки. В процессах ковки и объемной штамповки происходит сложное нелинейное изменение сразу нескольких параметров: степени деформации, размеров и формы поковки, напряженного состояния, микро- и макроструктуры материала и его реологии, температуры и пр. Точно описать эти изменения математически весьма сложно, поэтому нередко для моделирования картины течения металла организуются серии порой достаточно затратных материально, но аналитически нетрудных и показательных физических экспериментов.

Преимущества физического моделирования очевидны. Оно позволяет при наличии материально-технической базы моделировать и изучать процесс, не прибегая при этом к громоздким и сложным расчетам, к тому же часто ввиду их ограниченности, требующим множества допущений и упрощений, а значит, дающим результат не всегда удовлетворительной точности. В случае физического моделирования расчет обычно ограничивается статистическим анализом экспериментально полученных данных с выводом эмпирических зависимостей.

Чаще всего для моделирования пластического течения в процессах ОМД используют свинцовые заготовки, по свойствам соответствующие различным сплавам, но обладающие меньшим пределом текучести, благодаря чему для их деформирования требуются меньшие силы, а следовательно, и менее энергоемкое оборудование. Так, для анализа закономерности изменения формы боковой поверхности цилиндрической заготовки в процессе осадки с контактным трением были проведены многочисленные эксперименты на заготовках, изготовленных из свинца С00 [1]. В итоге получены теоретические формулы, описывающие в явном виде изменение бочкообразной боковой поверхности заготовки в ходе деформации.

Еще более дешевый и доступный материал для моделирования – пластилин. Его применяют для моделирования формоизменения пластических и вязкопластических сред. Например, для физического моделирования процесса кручения под давлением использовали цветной пластилин, из которого прессованием были изготовлены слоистые модели в виде заготовок, состоящих из двух разноцветных полуцилиндров [2]. В качестве инструмента использовали два деревянных бойка.

Для физического моделирования ковки с применением макросдвигов также использовали образцы из разноцветного пластилина, которые были обжаты с макросдвигом и разрезаны поперек в середине очага деформации [3]. При этом исследовали различные стадии обжатия образцов.

Таким образом, физическое моделирование процессов ОМД по-прежнему занимает значительное место в ряду различных методов исследования, особенно при наличии соответствующих возможностей и в особо ответственных случаях, когда требуется тщательное сопоставление данных, полученных разными путями.

В ассортименте поковок, получаемых в процессах ковки и объемной штамповки, широкий класс представляют плоские заготовки.

При осуществлении свободной ковки образцы с тонким полотном формируются неравномерно, что вызывает различные дефекты формообразования. Это приводит к последующей потере металла, отрицательно сказывается на макроструктуре и свойствах получаемых деталей. Неравномерность можно характеризовать как различие в скоростях формообразования отдельных участков поковки. Для управления этим явлением необходим учет ряда факторов: толщины и

формы исходной заготовки, последовательности и количества технологических операций, типа оборудования, конструкции инструмента и оснастки и пр.

Пожалуй, самым влиятельным фактором является правильный выбор последовательности технологических операций ковки, обеспечивающих формирование отдельных участков поковки по заранее выбранной схеме. Для этого применяется ряд технологических приемов и мероприятий, а именно: использование кузнечных слитков специальной формы, способствующей рациональной проковке; различные способы осадки, исключающие бочкообразование – осадка двух заготовок с их кантовкой в середине процесса, осадка с применением подкладных легкодеформируемых колец; биллетирование заготовки в болванку с вогнутой боковой поверхностью перед осадкой; применение специального инструмента, приспособлений либо принципиально нового оборудования; ковка с макросдвигами; осадка с кручением и др.

Тот или иной прием имеет свои преимущества и недостатки. Так, специальные слитки не всегда имеются в наличии; не все способы осадки применимы для крупных поковок; предварительная биллетировка требует различных видов затрат; применение специального оборудования дорого и не всегда оправдано; а ковка с макросдвигами нежелательна для малопластичных сталей, так как сдвиговые деформации опаснее нормальных, к тому же она требует бóльших сил для деформирования, чем ковка с нормальной деформацией.

Одним из эффективных приемов, применяющимся при штамповке оребренных панелей, но не нашедшим широкого применения в свободной ковке, является использование так называемого технологического выреза, который позволяет управлять формообразованием поковки. Аналогично этому для регулирования потоков металла в процессах ковки целесообразно применение технологической выемки. Выполняя роль "магазина", принимающего излишки металла, выемка перераспределяет его объем по полотну поковки. Кроме того, применение выемки позволяет уменьшить силу деформирования. Важно, что при осуществлении этого технологического приема не требуется, в отличие от технологического выреза, дополнительная механическая обработка поковки, а значит, дополнительный расход металла.

Наиболее нагляден пример использования технологической выемки (оптимальной формой которой является круг) в четырехугольной пластине, так как четырехугольник является одним из простейших многоугольников и на нем удобнее всего изучать особенности формирования поковки. Для оценки неравномерности формирования поковки достаточно исследовать положение линии раздела течения металла, являющейся геометрическим местом точек, равноудаленных от внешнего контура [4].

В связи с этим задача сводится к определению влияния положения центра и радиуса окружности, играющей роль технологической выемки. Одним из способов ее решения является аналоговое моделирование пространственной эпюры давлений с помощью сыпучей среды, которая позволяет просто и наглядно получить единственную возможную конфигурацию эпюры в любой заданный момент осадки, а значит, и положение линии раздела течения металла и линий тока.

Для определения влияния технологической выемки на характер формоизменения прямоугольной плоской заготовки, а также для выявления оптимальной формы выемки поставлен ряд экспериментов по физическому моделированию осадки прямоугольных плоских образцов из пластилина. При этом были рассмотрены различные случаи осадки, а именно:

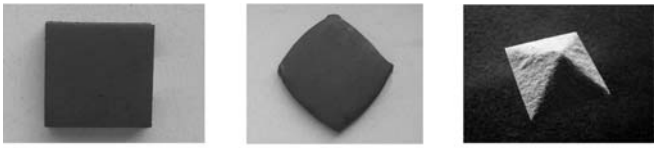
а) свободная осадка прямоугольного параллелепипеда;

б) осадка прямоугольного параллелепипеда при наличии рядом с очагом деформации недеформируемых участков заготовки (так называемых жестких концов). Были рассмотрены все возможные варианты расположения жестких концов относительно очага деформации.

Для оценки разницы между обычной осадкой и осадкой с применением технологической выемки обе группы экспериментов проводили как с применением выемок, так и без них. При этом для выявления оптимальных геометрических параметров выемки (диаметра, глубины, профиля поперечного сечения) опыты проводили с использованием самых разнообразных сочетаний параметров.

Вместе с тем процессы течения металла по жестким поверхностям можно успешно моделировать "песчаной насыпью" (Ильюшин А.А. Пластичность. М., 1948). В связи с этим параллельно для каждого случая осадки выполняли аналоговое моделирование пространственной эпюры контактных давлений с помощью насыпей из мелкой сухой соли.

Как видно на рис. 1, после осадки квадратный образец не сохранил первоначальную геометрическую форму. Искажение выразилось в выпучивании боковых сторон, обусловленном действием принципа наименьшего периметра: при осадке контур образца стремится принять форму геометрической фигуры с наименьшим периметром. Так, квадрат стремится принять форму окружности, прямоугольник – форму овала, а овал – окружности (Сторожев М.В., Попов Е.А.



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Свободная осадка плоской заготовки:
а – образец до осадки; *б* – образец после осадки; *в* – модель пространственной эпюры контактных давлений

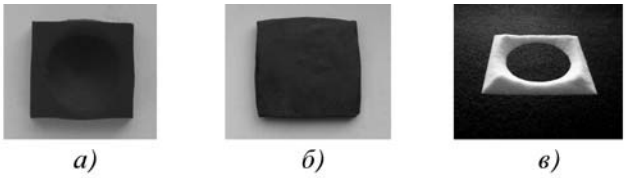


Рис. 2. Осадка с применением технологической выемки:
а – образец до осадки; *б* – образец после осадки; *в* – аналоговая модель пространственной эпюры контактных давлений

Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1971).

При этом каждая элементарная частица металла перемещается в направлении наименьшего сопротивления, что не всегда приводит к сохранению геометрического подобия контура образца до и после осадки.

Модель эпюры контактных давлений позволяет получить весьма наглядное представление о распределении контактных давлений, а также о расположении линий раздела течения металла, которые являются проекциями ребер насыпи, отчетливо заметных на аналоговых моделях.

Для сравнения формообразования плоских заготовок были проведены эксперименты по осадке пластилиновых образцов с заранее сделанными технологическими выемками (рис. 2, *а*).

В данном случае на контактные поверхности плоского образца перед осадкой с помощью пуансона были нанесены круглые выемки с вогнутым (параболическим) дном диаметром $d = 0{,}75B$ (B – сторона квадрата контура) и глубиной $h = 0{,}2d$. При использовании выемки в ходе осадки происходит перераспределение потоков металла, благодаря чему сдерживается выпучивание боковых сторон, а оформление участков, приближенных к углам, ускоряется.

Нанесение выемок в производственных условиях возможно с применением подкладного инструмента соответствующей формы. О характере перераспределения потоков материала и контактных давлений в заданный момент времени можно судить по аналоговой модели на рис. 2, *в*.

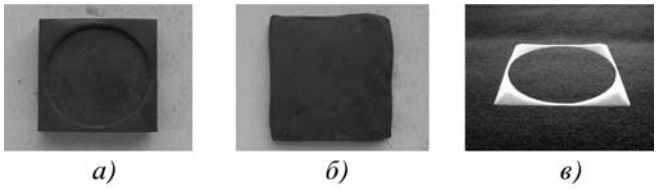


Рис. 3. Осадка с применением круглой плоской выемки:
а – образец с выемкой до осадки; *б* – образец после осадки; *в* – аналоговая модель пространственной эпюры контактных давлений

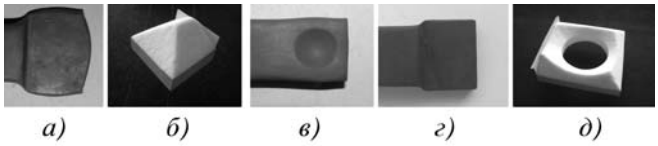


Рис. 4. Осадка при наличии одного жесткого конца:
а – без выемки; *в*, *г* – с выемкой; *б*, *д* – аналоговые модели эпюр контактных давлений

Для определения влияния размеров и формы круглой выемки проведен ряд экспериментов, позволяющих понять, насколько оно велико.

В следующей серии экспериментов (рис. 3) применены плоские неглубокие выемки большего диаметра. Сохранение геометрической формы контура образца еще более выражено, чем в предыдущем случае, а объем эпюры контактных давлений (объем насыпи) в начале процесса меньше, что свидетельствует о снижении потребных технологических сил.

В рассмотренном на рис. 4 случае исследовано образование уступа, которое является в производственной практике как самостоятельной операцией, так и начальным этапом протяжки в плоских бойках. В последнем случае при дальнейшем осуществлении протяжки возможно волнообразование на боковых сторонах полосы (рис. 4, *а*). При применении выемки этого удается избежать: каждый этап протяжки сопровождается сохранением прямолинейной формы сторон (рис. 4, *г*).

При образовании уступа обычным способом (рис. 5, *а*) неизбежно выпирание сторон, что приводит в дальнейшем к необходимости их подравнивания кузнечной обрубкой или механической обработкой. При предлагаемом способе осадки с использованием технологической выемки (рис. 5, *в*, *г*) стороны сохраняют ровную форму, и не требуется их дополнительная обработка.

Случаи, когда очаг деформации смещен относительно оси заготовки, а также трех жестких концов, представленные на рис. 6 и 7, реже встречаются в производственной практике и представляют в основном теоретический интерес. Они являются еще одной наглядной иллюстрацией влияния технологических выемок на формообразование заготовок при осадке.

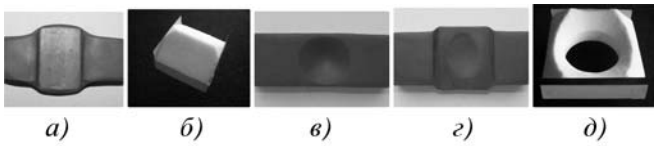
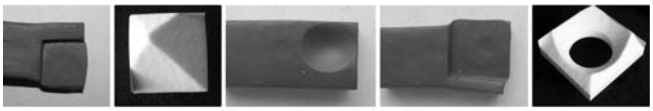


Рис. 5. Осадка при наличии двух жестких концов напротив очага деформации:
а – без выемки; *в*, *г* – с выемкой; *б*, *д* – аналоговые модели эпюры контактных давлений



а) б) в) г) д)

Рис. 6. Осадка при наличии двух жестких концов рядом с очагом деформации:
а – без выемки; *в*, *г* – с выемкой; *б*, *д* – аналоговые модели эпюры контактных давлений

а) б) в) г) д)

Рис. 7. Осадка при наличии трех жестких концов:
а – без выемки; *в*, *г* – с выемкой; *б*, *д* – аналоговые модели эпюры

Выводы

1. При физическом моделировании процессов ковки и горячей объемной штамповки металлов вполне пригоден в качестве моделирующего материала пластилин.

2. Аналоговое моделирование пространственной эпюры контактных давлений с помощью предельной "песчаной" (соляной) насыпи позволяет исследовать картину течения и расположения линий раздела течения металла, а также характер распределения давлений на контактной поверхности как при свободной осадке, так и при наличии рядом с очагом деформации так называемых жестких концов (различные варианты протяжки, пережима, вдавливания, наметки).

3. При осадке тонких плоских образцов, имеющих в плане форму прямоугольного параллелепипеда, из ряда технологических приемов наиболее целесообразно применение технологической выемки, позволяющей решить одновременно несколько проблем: снизить силы деформирования, повысить уков, добиться лучшего упрочнения металла, устранить такие дефекты формообразования, как боковая бочкообразность, выпучивание кромок, искажение геометрии контура поковки за счет устранения неравномерности течения металла по полотну поковки.

4. Для сохранения геометрической формы контура образца при свободной осадке следует применять круглую технологическую выемку с параболическим дном. При соблюдении этого условия не наблюдается зажимов и заполнение выемки завершается до окончания осадки. В крайнем случае допускается применение круглой плоской выемки (с плоским дном), но с плавным переходом от дна к стенкам.

5. В случаях осадки при наличии жестких концов (различные варианты протяжки, пережима, вдавливания) наблюдаются те же закономерности, что и при свободной осадке прямоугольных параллелепипедов, а значит, для этих процессов в целом справедливы те же рекомендации, что и для открытой осадки. При этом оптимальной является круглая технологическая выемка с параболическим дном. Применение выемки с плоским дном в данных случаях опасно, поскольку под влиянием жестких концов течение металла в сторону выемки может привести к образованию зажима.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воронцов А.Л.** Определение формы боковой поверхности заготовки при осадке // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2007. № 3. С. 7–16.

2. **Смирнов О.М., Цепин М.А., Бегнарский В.В. и др.** Влияние комбинированного нагружения на получение нанокристаллической и субмикрокристаллической структуры вблизи поверхности деформируемой заготовки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2006. № 5. С. 19–24.

3. **Тюрин В.А.** Инновационные технологии ковки с применением макросдвигов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2007. № 11. С. 15–20.

4. **Соломонов К.Н., Костарев И.В., Абашкин В.П.** Моделирование процессов объемной штамповки и ковки плоских заготовок. М.: Издательский дом МИСиС, 2008. 128 с.

Константин Николаевич Соломонов, д-р техн. наук,
konssol@list.ru;
Виктор Павлович Абашкин, канд. техн. наук;
Виктор Витальевич Свирин, ассистент

УДК 621.73.5

Ю.В. Колотов *(МГТУ "Станкин")*

Конструкции и технологическое применение бесшаботных молотов с гидравлическим механизмом связи

Рассмотрены наиболее распространенные конструкции бесшаботных молотов с гидравлическим механизмом связи, которые применяют для изготовления поковок горячей и полугорячей штамповкой в открытых и закрытых штампах.

The most popular designs of no-anvil hammers with hydraulic mechanism of communication are considered. Their used for manufacture of forgings by hot and half-hot forming in open and closed dies.

Ключевые слова: ударная масса; гидравлическая связь; энергия; удар.

Keywords: shock weight; hydraulic communication; energy; impact.

Бесшаботные молоты с гидравлическим механизмом связи (БШМГС) не требуют специальных фундаментов, они легче шаботных молотов (ШМ) и равных по силе гидравлических прессов, широко распространены за рубежом.

В 1940 г. фирма Beche Grochs (Германия) изготовила первый БШМГС с равными ударными массами, с энергией удара до 400 кДж. Аналогичные по конструкции молоты модели "ДНЕК" с энергией удара до 800 кДж выпускал Диошдьерский машиностроительный завод (Венгрия). В настоящее время фирма "Ласко" (Германия) выпускает БШМГС модели GH с энергией удара до 400 кДж. В конструкции GH верхнюю ударную массу разгоняют внутри движущейся ей навстречу станины. БШМГС с подвижной станиной моделей KJH и KHZ выпускал завод им. Шмераля (г. Брно, Чехия) с энергией удара 20...160 кДж.

В СССР чешские молоты применяли при штамповке медицинского инструмента: скальпелей, щипцов и т.п. Преимуществом конструкций БШМГС с подвижной станиной является возможность штамповки поковок в открытых штампах аналогично штамповке на шаботном молоте, удерживая и манипулируя заготовкой в клещах. Достигается это за счет малого хода станины и ее низкой (1,2...1,5 м/с) скорости к началу удара. Для удаления поковки из штампа внутри станины размещают выталкиватель, что позволяет штамповать поковки в закрытых штампах и автоматизировать технологические процессы штамповки [1]. Недостатком конструкций с подвижной станиной является ограничение силы удара в зависимости от степени деформации заготовки.

В БШМГС моделей фирмы Beche Grochs и "ДНЕК" станина неподвижна. В них разгоняют встречно две равные по величине ударные массы с максимальной скоростью каждой 3 м/с. Скорость удара на таких молотах не превышала 6 м/с. Эти молоты предназначены для горячей штамповки крупных поковок в открытых штампах.

Невысокая скорость удара (до 6 м/с) зарубежных БШМГС затрудняет их применение при формообразовании поковок из труднодеформируемых металлов.

В 1974 г. в СССР был создан мощный БШМГС модели БМ-1500, имеющий равные ударные массы, номинальную скорость удара до 6 м/с, эффективную энергию удара до 1500 кДж. Его конструктивная схема (рис. 1, *а*) аналогична конструктивным схемам молотов моделей фирмы Beche Grochs и "ДНЕК". Описание работы БШМГС данной конструкции приведено в [2].

БШМГС модели БМ-1500 применяли в СССР для штамповки уникальных поковок тяжелого машиностроения, например поковки железнодорожного колеса и балки корпуса самолета показаны на рис. 1, *в*. Во время экспериментальной эксплуатации молота дорабатывали его конструкцию. На БШМГС модели БМ-1500 были отштампованы уникальные поковки, которые окупили все затраты на его создание и эксплуатацию. По результатам экспериментальных исследований были подготовлены предложения по созданию БМ-1600 [3, 4].

Для штамповки поковок из пластичных и труднодеформируемых сталей и сплавов в СССР в 1982 г. была создана гамма молотов модели МШ (молот штамповочный, бесшаботный) с гидравлической связью масс (рис. 2). В данной конструкции одинаковые по форме и весу ударные массы разгоняют для удара до скоростей 10...15 м/с с эффективной энергией удара от 4 до 250 кДж. Конструктивная схема МШ обладает новизной и защищена авторскими свидетельствами. Описание работы МШ приведено в работах [1, 5].

Из анализа экспериментальных исследований БМ-1500 и патентов фирмы Beche Grochs установлено, что слабым местом конструкций молотов является низкая работоспособность боковых *9* и центрального *10* амортизаторов (см. рис. 1, *а*), установленных между штоками гидравлического механизма связи и соответствующей им ударной массой.

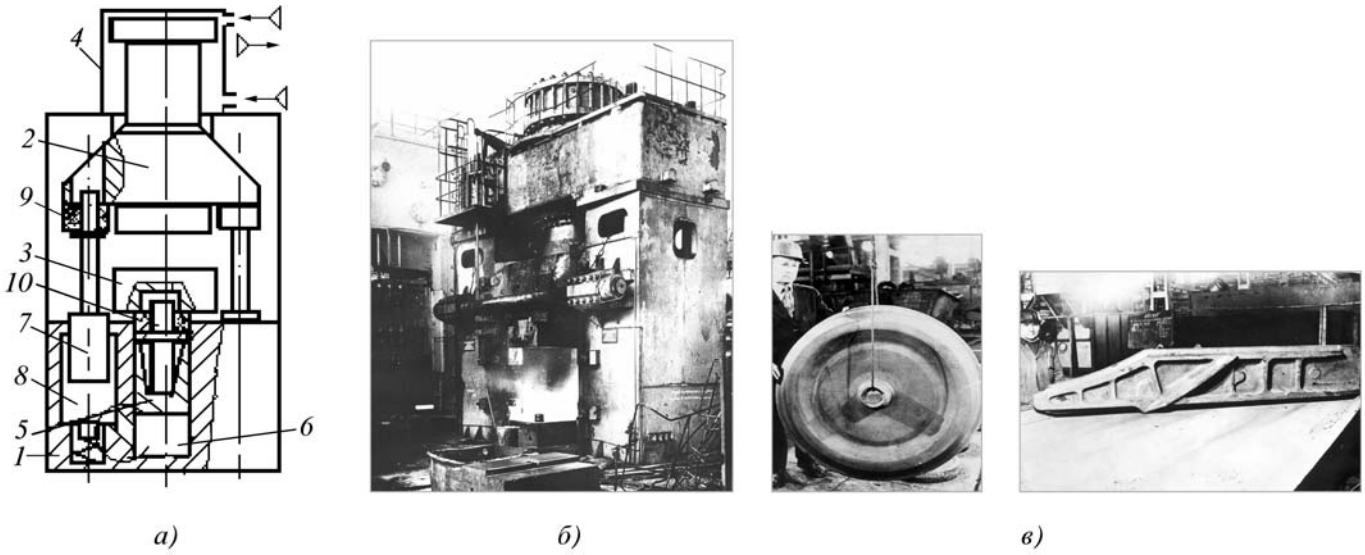


Рис. 1. Структурная схема (*а*), общий вид (*б*) БШМГС модели БМ-1500 и поковки, отштампованные на БМ-1500 (*в*):
1 – станина; *2* – верхняя баба; *3* – нижняя баба; *4* – рабочий цилиндр; *5* – центральный шток; *6*, *8* – гидравлическая полость; *7* – боковой шток; *9*, *10* – амортизатор

В конструкции МШ нет амортизаторов штоков. Для повышения работоспособности узла контакта боковой шток–верхняя ударная масса изменена конструкция гидравлического механизма связи. В него встроены гидравлические тормоза и пневмогидравлические компенсаторы. Компенсатор аккумулирует энергию боковых штоков на нагрузочной фазе и возвращает ее обратно в систему связи при отскоке. Гидротормоза тормозят центральный шток при разгоне, повышая давление в гидросвязи при рабочем ходе, и снижают его пики при отскоке. Благодаря новой конструкции механизма связи напряжения в узле шток–ударная масса в МШ не превышают допустимые даже при жестких ударах , таких как удар штампа о штамп с максимальной эффективной энергией.

Другим недостатком указанных выше конструкций является низкий КПД привода, обусловленный выбросом энергоносителя (сжатого воздуха) за каждый цикл. В МШ применены пневматический и гидравлический приводы, размещенные раздельно в конструкции, работающие по замкнутому циклу без выброса энергоносителя в окружающую среду. По результатам экспериментальных исследований конструкции МШ ее гидромеханический КПД составляет 0,77...0,78.

Пневмопривод с постоянными по объему полостями, с давлением сжатого воздуха до 8 МПа размещен в верхней части и внутри станины.

Гидропривод расположен в нижней части станины и вне конструкции. В его состав входят насосно-аккумуляторная станция и бак, являющийся его неотъемлемой частью.

Для расширения технологических возможностей конструкции при штамповке в открытых и закрытых штампах конструкция МШ оснащена нижним выталкивателем, размещенным в нижней ударной массе.

В конструкции МШ заложено быстрое разделение штампов при отскоке. Оно происходит практически мгновенно, что сокращает контакт горячей поковки со штампом, способствует повышению стойкости матрицы и снижает себестоимость поковки.

Модели МШ с энергиями удара 4...250 кДж находятся в опытно-промышленной эксплуатации. На них осуществляют полугорячую и горячую штамповку поковок массой от нескольких грамм до нескольких килограмм. Перевод их изготовления с механической обработки на штамповку в закрытом штампе повысил коэффициент использования материала от 0,15 до 0,7.

Крупные поковки: корпус наголовника тепловыделяющего элемента из коррозионно-стойкой стали, который штампуют для Минатома и в настоящее время; фланец из стали 30ХГСА; наголовник ракеты из алюминиевого сплава изготовляют на МШ-250 за 3–4 последовательных удара с разными по величине энергиями.

Конструкция МШ испытана на максимальные по энергии и силе удары в автоматическом режиме, такие как удар штампа о штамп с максимальной энергией удара, которые запрещено наносить на известных зарубежных и отечественных молотах.

Все конструкции МШ оснащены индивидуальной насосно-аккумуляторной станцией, маневровый объем которой позволяет осуществлять многоударную штамповку.

По заказу ВНИИМЕТМАШ (Москва) была разработана конструктивная схема МШ-1600 с энергией удара 1600 кДж, только с насосно-аккумуляторным приводом [6].

Многообразие конструкций МШ открывает перспективу замены ими шаботных молотов. При этом для обеспечения равных по величине сил удара ско-

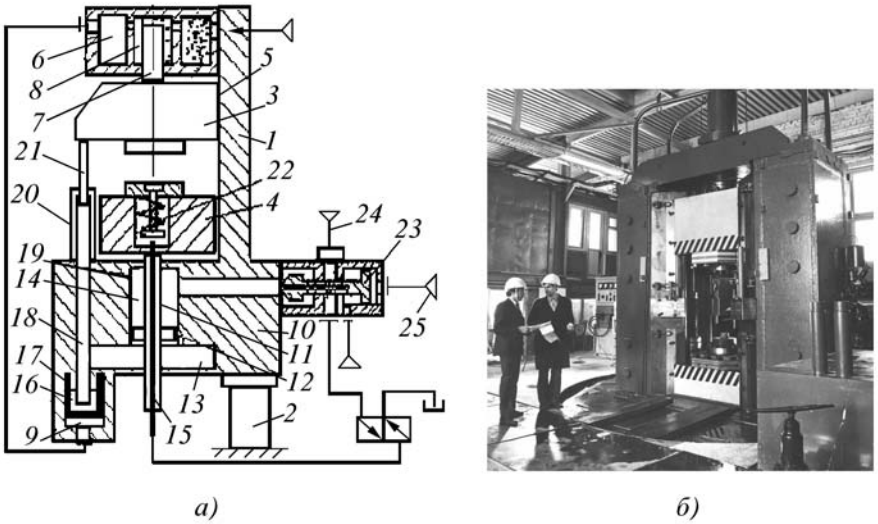


Рис. 2. Структурная схема МШ (*а*) и общий вид МШ-250 (*б*):
1 – станина; *2* – колонны; *3*, *4* – верхняя и нижняя бабы; *5* – направляющие; *6* – ресивер воздуха высокого давления; *7* – плунжер; *8*, *19, 20* – цилиндр; *9* – компенсатор; *10* – корпус гидросвязи; *11*, *17* – шток; *12* – поршень; *13, 18* – полость; *14* – управляющая полость; *15* – трубопровод; *16* – поршень компенсатора; *21* – боковой шток; *22* – выталкиватель; *23* – клапан; *24* – гидропривод; *25* – воздух низкого давления

рость удара на бесшаботном молоте (до 7 м/с) должна быть более чем в 1,41 раза больше скорости удара шаботного молота. На БШМГС конструкции МШ скорость удара достигает 10...15 м/с.

Технологические работы на МШ можно механизировать и автоматизировать. Разработаны средства механизации на МШ-250 и автоматическая линия штамповки корпуса распылителя на МШ-4 [5].

На модели конструкции МШ получено свидетельство на промышленные образцы [6].

Таким образом, конструкция БШМГС модели МШ перспективна и может быть применена для создания гаммы молотов с подвижной станиной или с равными ударными массами для штамповки поковок различной номенклатуры, из любых металлов на машиностроительных предприятиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Отработка** технологии штамповки дисков и днищ на гидромолоте "Сибирь" и модернизация молота БШМ-1500. Гидравлические бесшаботные молоты: аналитический обзор / Рук. раб. Ю.В. Колотов. № ГР 81026025; инв. № 0281. 2012389. Новосибирск, 1981. 53 с.

2. **Бочаров Ю.А.** Кузнечно-штамповочное оборудование: учебник для студ. высш. учеб. заведений. М.: Издательский центр "Академия", 2008. 480 с.

3. **Исследование** бесшаботного молота с энергией удара 150 тс·м. (Этап 2): отчет / ВНИИМЕТМАШ; рук. работы Ю.А. Зимин. № ГР Б533761. Москва–Краматорск, 1975. 29 с.

4. **А. с. 1218553, 824536, 951808, 890632 (СССР).** Бесшаботный молот.

5. **Колотов Ю.В.** Разработка новой конструкции и методики проектирования бесшаботного молота с гидравлическим механизмом связи ударных масс: дис. ... канд. техн. наук; 05.03.05. М., Новосибирск, 1984. 208 с. ДСП.

6. **Свидетельство № 19071** на промышленный образец (СССР). Молот штамповочный бесшаботный / В.И. Гудков, Ю.В. Колотов и др.; зарег. 25.09.85.

Юрий Васильевич Колотов, канд. техн. наук,
urvas@inbox.ru

×èòàéòå â ñëåäóþùàì íîìåðå:

- **×åðíÿâà À.Â., ßêîâëåâ Ñ.Ñ., ×óäèí Â.Í .** Ôîðìîîáðàçîâàíèå äåòàëåé ñóòîëùåíèÿìè è âðåæèì åêðàòêîâðåìåííîé ïîëçó÷åñòè
- **Äîëãîïîëîâà Â.Â., ×å÷åòà È.À.** Î ñîáåííîñòè ïðîåêòèðîâàíèÿ óäàðíûõ ñèñòåì äëÿ èìïóëüñíûõ òåõíîëîãè÷åñêèõ ïðîöåññîâ
- **Êîðõàê Å.Ñ.** Ðàçâèòèå êîíñòðóêöèé íàïîëíèòåëüíî-ñëèâíûõ êëàïàíîâ ãèäðàâëè÷åñêèõ ïðåññîâ

УДК 621.762

Г.С. Гарибов, Т.Ю. Тлюстен *(ОАО "Всероссийский институт легких сплавов", Москва)*

Газостаты ВИЛСа

Подробно изложена история создания первых отечественных установок для горячего изостатического прессования (газостатов). Показано, как совместными усилиями ВИЛСа и ВНИИМЕТМАШа создано совершенно новое оборудование для горячего изостатического прессования современных гранулированных суперсплавов на никелевой основе. Приведены технические характеристики и фотографии первых советских газостатов.

The paper covers history of development of the first domestic hot isostatic pressing units (HIP units) in detail. It is shown how joint efforts of VILS and VNIIMETMASH Institutes resulted in creation of quite new equipment served as tool for hot isostatic processing of up-to-date Ni-base superalloy spherical powders. Technical data and photographs of the first Soviet HIP units are demonstrated.

Ключевые слова: газостат; изостатическое прессование; давление; температура; высокотемпературная обработка; сила; капсула.

Keywords: HIP unit; isostatic pressing; pressure; temperature; high-temperature treatment; force; can.

В конце 60-х годов прошлого века легирование жаропрочных никелевых сплавов для критических деталей газотурбинных двигателей настолько усложнилось и достигло такого уровня, что изготовить из них какие-либо заготовки с использованием пластической деформации (штамповкой, экструзией, прокаткой) практически стало невозможно, даже с небольшой степенью экономической целесообразности.

Наступила эпоха порошковой металлургии жаропрочных никелевых сплавов во всех высокоразвитых странах. Появилось много публикаций на эту тему.

Начальник ВИЛСа, академик АН СССР А.Ф. Белов, который всегда отличался активным мониторингом всего нового, интересного в мировой металлургии, лично возглавил авангардные эксперименты с порошками-гранулами. Для их проведения он привлек металловедов О.Х. Фаткуллина, Г.С. Крыкину, Е.А. Звереву, Н.Н. Рытова, порошковика В.И. Ходкина, прессовщика М.С. Гильденгорна, своих сподвижников и соратников Н.Д. Бобовникова и А.И. Целикова.

Оборудования не было вообще никакого. В 1968–1969 гг. эксперименты по получению порошков проводил Н.Н. Рытов в прессовом цехе № 43 в примитивной установке (устройстве) для очистки поверхности прессовых матриц перед их плазменным напылением двуоксидом циркония. Все усилия были направлены на получение прутков 16...25 мм для тонкостенных труб, имеющих структуру со сверхмелким зерном. Как потом выяснилось, трубы (трубки) и прутки были предназначены для последующей изотермической штамповки в режиме сверхпластичности полых и целиковых лопаток из сплава ЖС6У на фирме выдающегося Генерального конструктора, академика АН СССР Н.Д. Кузнецова.

Когда в 1973 г. построили специальные установки ВГУ-2М для производства гранул, были начаты эксперименты по получению компактных заготовок диаметром 150...170 мм на прессе 6 МН трубопрессового цеха № 3. Эти работы проводили В.И. Ходкин, В.Т. Мусиенко и др. Однако все попытки получить цилиндрические заготовки из гранул сплавов ЖС6У и ЭП741П для последующей осадки (штамповки) на диски оказались безуспешными – в результате упругого последействия практически все заготовки после прессования имели поперечные трещины. Эти работы продолжались до середины 1974 г., когда уже были созданы проблемные лаборатории и научно-исследовательское отделение № 11 "Металлургия гранул", возглавляемое профессором Н.Ф. Аношкиным.

В 1974 г. лабораторией 23 были предложены установка и процесс горячего гидростатического прессования (в расплавах неорганических материалов, например, оконного стекла), позволившие реализовать изостатические условия прессования порошков-гранул в вакуумированных капсулах. Процесс успешно просуществовал до 1993 г. и позволил до появления первых крупных газостатов провести систематические исследования кинетики уплотнения порошков-гранул сплава ЭП741НП при ГИП, изучить вопросы теплопередачи в вакуумированной массе гранул в капсуле, исследовать формоизменение капсул с гранулами и предложить теорию формообразования дисков из гранул при ГИП, а также принципы их проектирования по исходным параметрам готовых компактных деталей ГТД.

В ВИЛСе и на СМК была разработана и внедрена промышленная технология производства дисков ГТД, осуществлены первые поставки дисков из ВИЛСа для различных ГТД и проведены их стендовые и летные испытания. Благодаря этим работам металлургия гранул была признана в авиапромышленности. До появления первых газостатов с крупными рабочими камерами было 10 лет.

С появлением первых крупных газостатов процесс горячего гидропрессования сочли внешне неприви-

кательным, более металлоемким и заменили процессом горячего газостатического прессования (ГГП).

Однако с 1974 по 1979 г. параллельно с процессом горячего гидростатического прессования в ВИЛСе лаборатория 22 проводила работы по исследованию процесса горячего прессования порошков-гранул сплава ЭП741П в квазижидкостях – пирофилите, магнезите, кварце и других сыпучих средах. Используемая для засыпки блока рабочая среда (порошок) должна иметь температуру плавления выше температуры прессования гранул. Этим способом получены беспористые турбинные диски диаметром до 500 мм из гранул сплавов ЖС6У и ЭП741П.

При нагружении блока пуансоном на поверхности герметизированной капсулы с гранулами реализуется напряжение всестороннего неравномерного сжатия. При этом уплотнение рабочей среды вдоль образующей капсулы идет в радиальном направлении за счет увеличения ее диаметра. Таким образом, деформация капсулы с порошком-гранулами носит нерегламентированный характер, зависящий от характеристик и плотности среды, размещения капсул в обечайке и др. Отсутствие полностью изостатических условий прессования не позволяет управлять процессом формообразования и получать изделия сложной формы, крупных габаритных размеров, исключает возможность группового прессования гранулированных заготовок. Воспроизводимость геометрических параметров изделий также проблематична. По указанным причинам в 1977 г. работы по горячему прессованию в квазижидкостях были прекращены.

Руководству ВИЛСа, проводящему работы по горячему гидростатическому и квазиизостатическому прессованию гранул, было известно, что в развитых странах мира для этих целей широко развивали горячее изостатическое прессование в газовой рабочей среде, т.е. в газостатах. Поэтому была начата работа над газостатом.

Газостат (рис. 1) является основным элементом газостатической установки и состоит из закрепленного на стойке (станине) контейнера с пробками и подвижной рамы с домкратом. При проведении этого процесса обрабатываемые изделия, помещенные в рабочую камеру газостата, подвергаются воздействию высокого давления и температуры, создаваемых в рабочей газовой среде, например в аргоне.

Камера газостата образована контейнером, верхней пробкой, нижней пробкой и нижней промежуточной пробкой. Контейнер является силовым элементом рабочей камеры, воспринимающим радиальное давление, создаваемое рабочей средой. Пробки оснащены уплотнениями и передают осевую силу на силовую раму газостата, на верхнем ригеле которого закреплен домкрат. На промежуточной нижней пробке смонтированы теплоизоляционный колпак (кожух) и нагреватель (печь газостата). Прессуемые изделия устанавливают на теплоизоляционной подставке нижней пробки.

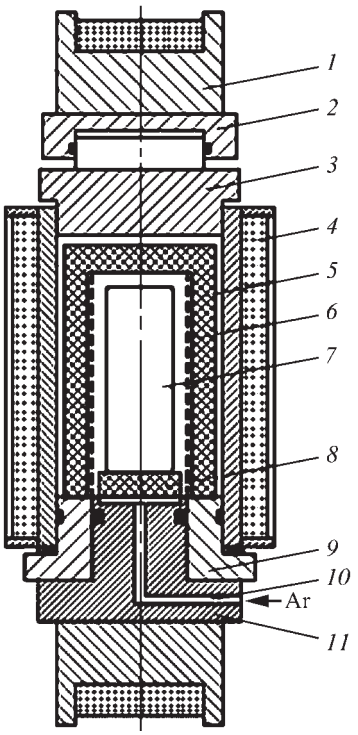


Рис. 1. Принципиальная схема газостата:
1 – рама; *2* – домкрат; *3* – верхняя пробка; *4* – контейнер; *5* – теплоизоляционный кожух; *6* – нагреватель; *7* – прессуемые капсулы с гранулами; *8* – теплоизоляционная подставка; *9* – нижняя промежуточная пробка; *10* – канал для закачки и откачки рабочей среды; *11* – нижняя пробка

В рабочую камеру газостата аргон закачивают до строго регламентированного уровня давления. Дальнейшее повышение его до рабочего уровня происходит за счет расширения газа при нагреве садки до рабочей температуры прессования. Такой процесс обычно называют "cold-cold".

Для изготовления полуфабрикатов из быстрорежущих сталей и жаропрочных сплавов в производственных линиях (потоках) применяют схему "hot-hot". В этом случае печь внутри газостата поддерживает температуру на уровне рабочей весь период загрузки предварительно нагретых капсул с гранулами и выгрузки отпрессованных изделий. Давление аргона до необходимого уровня доводят компрессорами. Применение данной схемы позволяет несколько сократить общую продолжительность цикла.

Обычно при давлении до 196 МПа (2000 ат) и температуре 1200...1250 °С цикл газостатического прессования продолжается от 15 до 40 ч, в то время как необходимая продолжительность выдержки не превышает 1...8 ч.

Существуют и другие разновидности рабочих циклов. Так, при прессовании заготовок большого объема, требующих длительных выдержек при высокой температуре, подъем давления и температуры начинают одновременно. Нагнетание газа продолжают до

достижения окончательной величины давления. На это давление и должен быть рассчитан компрессор.

Порошок-гранулы, заключенные в стеклянную или керамическую капсулу, прессуют по режиму: сначала увеличивают температуру, а затем начинают подъем давления. И в данном случае компрессор должен быть рассчитан на окончательное давление.

Большая продолжительность цикла газостатического прессования определяется в основном массой садки, термической инерцией печи, скоростью подъема и снятия давления. В ряде работ указаны возможные пути существенного сокращения цикла прессования. Среди них системы горячего выпуска газа, обеспечивающие скорость охлаждения до 30 °С/мин, усовершенствованные технологические схемы ведения процесса, попытка подачи жидкого аргона непосредственно в рабочую камеру, организация горячей загрузки и выгрузки садок с использованием модульных конструкций нагревательных устройств газостата, оснащение термоизоляционных кожухов печей газостатов управляемыми регулируемыми клапанами, которые закрыты в периоды нагрева и открыты при охлаждении садки. Расчеты показывают, что в последнем случае длительность охлаждения может быть сокращена до 4–6 раз.

Применение процесса газостатического прессования для получения крупногабаритных изделий ограничивается возрастанием необходимой мощности газостатов с увеличением габаритных размеров изделий. Это влечет за собой значительное усложнение конструкции и резкое ее удорожание. Велики капитальные затраты на создание уникальных установок. Значительная продолжительность рабочего цикла снижает производительность газостатов. Показано, что себестоимость газостатической обработки уменьшится примерно в 5 раз, если длительность цикла обработки будет снижена до 1 ч по сравнению с существующей.

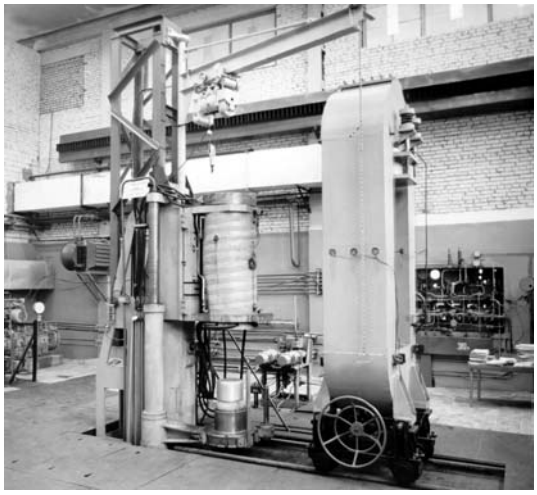


Рис. 2. Первый советский газостат с осевой силой 50 МН конструкции ВНИИМЕТМАШа–ВИЛСа

Создание газостатического комплекса в ВИЛСе совместно с ВНИИМЕТМАШ, а затем и КЗТС продолжалось почти 15 лет вплоть до пуска крупнейшего в мире газостата с осевой силой 400 МН. Все газостаты строили по следующей схеме: проекты механической части установок выполнял ВНИИМЕТМАШ, изготовление – КЗТС; проекты электрооборудования, системы жизнеобеспечения и управления, а также их изготовление – ВИЛС.

Изготовление систем газостата силой 50 МН (рис. 2) и его монтаж были осуществлены машиностроительным комплексом ВИЛСа под руководством А.В. Белова и Ю.И. Желтовского.

Технологические разработки по газостатическому прессованию дисков из гранул возглавила лаборатория 23, где был специально создан научно-исследовательский сектор. Уже в 1979 г. М.З. Ерманок, М.А. Мухаметкулов, Е.В. Зимина разработали и выпустили технологическую рекомендацию по ГГП дисков диаметром до 300 мм из гранул сплава ЭП741П в газостатах. Были начаты работы по поставке дисков в КБ "Химавтоматика" (г. Воронеж), УМПО (г. Уфа) и др.

Тем временем строился следующий более мощный газостат с осевой силой 125 МН, с рабочей камерой диаметром 450 мм. Чтобы удешевить это строительство и последующую эксплуатацию, было решено поставить его рядом с газостатом силой 50 МН.

Газостат КП 379 (рис. 3) был сдан в опытно-промышленную эксплуатацию в конце 1981 г. Рабочие параметры газостата: осевая сила 125 МН; диаметр печи 450 мм; высота печи 2000 мм; давление 196 МПа (2000 ат); температура 1300 °С; рабочая среда – аргон.

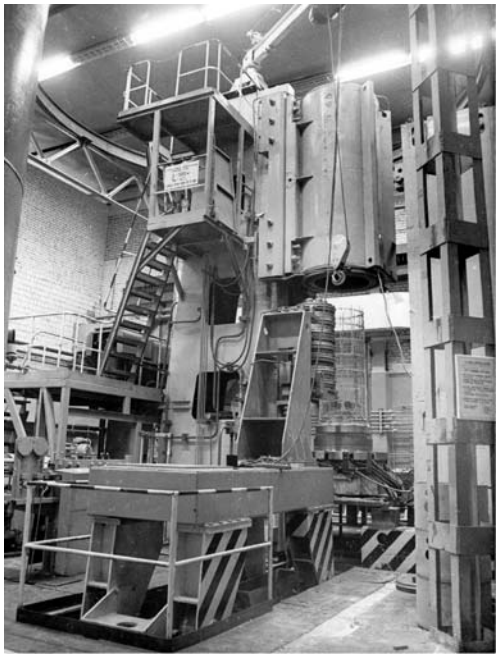


Рис. 3. Газостат КП 379 с осевой силой 125 МН конструкции ВНИИМЕТМАШа–ВИЛСа–КЗТС

Вскоре выяснилось, что диски из гранул сплава ЭП741НП, которые были паспортизованы ВИАМом в 1979 г. и которые ВИЛС должен был поставлять московскому заводу "Красный Октябрь" для авиадвигателей РД33, имеют диаметр больше, чем рабочий диаметр печи газостата. Под руководством Н.Ф. Аношкина отделом 59 и цехом № 40 были созданы новый термоизоляционный кожух и печь газостата с рабочим диаметром 640 мм. Освоение этих новых конструкций продолжалось более двух лет. Не удавалось "задавить" конвективные потоки с высокой температурой внутри кожуха, которые повышали температуру на стенке контейнера газостата уже на II–III циклах после замены кожуха на новый. Решение было найдено – предложена конструкция плавающей внутренней обечайки кожуха с теплоизоляцией между обечайками в виде мелкого порошка двуоксида циркония.

В 1976 г. ВИЛС начал переговоры с рядом зарубежных фирм по вопросу приобретения современного прогрессивного оборудования для производства порошков-гранул и ГИП. Однако зарубежные фирмы не могли предложить оборудование для производства порошков лучше того, что мы сами умеем делать. В 1982 г. переговоры были завершены и в 1984 г. фирма ASEA поставила в ВИЛС газостат с осевой силой 250 МН (рис. 4) и на КМЗК – газостат с осевой силой 350 МН, работающий по схеме с предварительным нагревом садки.

Для нового газостата был построен новый современный корпус. Работы возглавляли А.В. Белов, Ю.И. Желтовский и Н.Т. Антошин. Оригинальную схему монтажа газостата на втором этаже корпуса предложил главный механик ВИЛСа О.Н. Данилович. Газостат был сравнительно быстро собран, смонтирован и налажен. Во всех работах участвовали шведские специалисты. Газостат был оснащен современными компрессорами высокого давления фирмы "Хоффер".

Рабочие параметры газостата: осевая сила 250 МН; диаметр печи 1220 мм; высота печи 2200 мм; давление 147 МПа (1500 ат); температура 1300 °С; рабочая среда – аргон.

Газостат был сдан в опытно-промышленную эксплуатацию в 1985 г. В нем можно изготовлять диски диаметром до 950...1000 мм. Его производительность превышает производительность газостата КП 379 в 4 раза. Вскоре после пуска в этом газостате были начаты работы по высокотемпературной газостатической обработке титанового литья для двигателя АЛ31Ф УМПО (г. Уфа), алюминиевого литья для ТНА двигателей ракеты "Протон" (г. Пермь) и других двигателей.

В 1985 г. началось строительство фундаментов здания и газостата с осевой силой 400 МН – одного из самых крупных в мире, который уже изготовляли в Коломне, на КЗТС и в ВИЛСе. В 1988 г. газостат был сдан в опытно-промышленную эксплуатацию (рис. 5).

Рабочие параметры газостата: осевая сила 400 МН; диаметр печи 1220 мм; высота печи 2200 мм; давление 196 МПа (2000 ат); температура 1300 °С; рабочая среда – аргон.

Рис. 4. Газостат с осевой силой 250 МН конструкции фирмы ASEA

В ВИЛСе действуют два лабораторных газостата бельгийской фирмы National Forge Co.

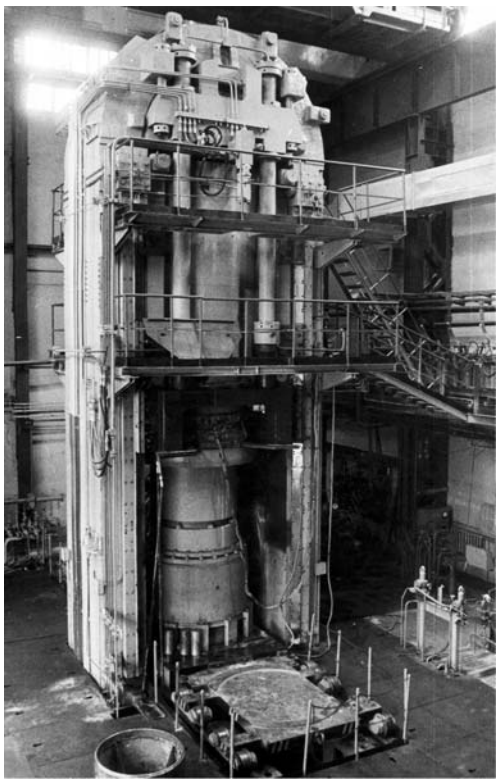


Рис. 5. Крупнейший в мире советский газостат с осевой силой 400 МН конструкции ВНИИМЕТМАШа–ВИЛСа–КЗТС

Рабочие параметры газостатов: осевая сила 20 МН; диаметр печи 80/90 мм; высота печи 200 мм; давление 196 МПа (2000 ат); температура 2000 °С; рабочая среда – аргон.

В этих газостатах проведены многочисленные эксперименты по моделированию процессов ГИП деталей сложной конфигурации, по отработке режимов высокотемпературного газостатического прессования конструкционного литья, режимов газостатической диффузионной сварки лопаток, многослойных панелей и т.п. из различных материалов.

Неосуществленной осталась мечта А.Ф. Белова о создании уникального газостата с осевой силой 150 МН, с рабочим диаметром печи 3000 мм, высотой 6000 мм, давлением 196 МПа (2000 ат), температурой до 1300 °С. Газостат предназначался для высокотемпературной газостатической обработки конструкционного литья и сварных конструкций (например, центроплана) для нового самолета КБ А.Н. Туполева, диффузионной газостатической сварки уникальных изделий авиакосмической техники.

Предполагалось установить газостат на площадке авиационного комплекса в г. Ульяновске. Работы по техническому заданию лаборатории 32 ВИЛСа (начальник С.С. Хаюров) проводил филиал ВНИИМЕТМАШа в г. Ижоре. К сожалению, после ухода А.Ф. Белова с поста начальника института лаборатория 32 была расформирована, а работы по уникальному газостату прекращены.

Благодаря мощному газостатическому комплексу ВИЛСа созданы многие важные технологии, отпрессованы десятки тысяч турбинных дисков и валов ГТД и ЖРД, обработаны тысячи литых деталей. Все эти работы поддерживают высокую репутацию ВИЛСа как Центра высоких технологий авиакосмической отрасли России.

Генрих Саркисович Гарибов, д-р техн. наук,
Garibov@oaovils.ru;
Тымбот Юсуфович Тлюстен, начальник КБ

Поздравляем!

Олега Александровича Ганаго

äî êòî ðà òåõí è÷åñêèõ í àóê, ï ðî ô åññî ðà,
Çàñëóæåííîãî ðàáîòíèêà âûñøåé øêîëû ÐÔ

с 85-летием

Î ëåãà Àëåêñàíäðîâè÷ Ãàíàãî ðîäèëñÿ 22 èþëÿ 1925 ã â Ñâåðäëîâñêå (íûíå Åêàòåðèíáóðã).

Â 1948 ã îêîí÷èë Óðàëüñêèé ïîëèòåõí è÷åñêèé èíñòèòóò (ÓÏÈ) ïî ñïåöèàëüíîñòè "Î áðàáîòêà ì åòàëëîâ â äàâëåíèè ". Ðàáîòàë íà Óðàëüñêîì çàâîäå òÿæåëîãî ìàøèíîñòðîåíèÿ, çàòåì – íà êàôåäðå "Î áðàáîòêà ì åòàëëîâ â äàâëåíèè " ("Î Ì Ä") ÓÏÈ. àñïèðàíòóðó, äîöåíòóðó îò ì , äî öåíòóðó . Â 1965 ã çàù èòèë äîêòîðñêóþ äèññåðòàöèþ. Ñ 1951 ïî 1967 ã ðóêî âîäèë ñïåöèàëèçàöèåé "Êóçí å÷íî -øòàì ïîâî ÷íî å ïðî -èçâîäñòâî ".

Â 1967–1972 ãã. – çàâåäóþù èé êàôåäðî é "Î Ì Ä" ×åëÿáèí ñêî -ãî ïî ëèòåõí è÷åñêî ãî èí ñòèòóòà; â 1972–1989 ãã. – çàâåäóþù èé êàôåäðî é "Î Ì Ä" çàâî äà-âòóçà ÇÈË (íûíå Ì î ñêî âñêèé ãî ñóäàðñòâåíí ûé èí óñòðèàëüí ûé óí èâåðñèòåò (Ì ÃÈÓ)); â 1989–2000 ãã. – ïðî ô åññî ð ðî é æåâ êàô åäðû; ñ 2000 ã ïî í àñòî ÿù åå âðåì ÿ – ïðî -ô åññî ð êàô åäðû "Èí ô î ðì àöèî í í ûå òåõí î ëî ãèè è àâòî ì àòèçàöèÿ ïðî åêòèðî âàí èÿ" ÓÃÀÒÓ-ÓÏÈ.

Î ëåãÀëåêñàí äðî âè÷ ï î ñòî ÿí í î çàí èì àëñÿ î áù åñòâåí í î é ðàáî ðî é: ï ðåäñåäàòåëü ñåêöèè ÊØÏ Í ÒÌ Ì ÀØÏ ÐÎ Ì Ñâåðäëî âñêî é è ×åëÿáèí ñêî é î áëàñòåé, çàòåì ï ðåäñåäàòåëü ñåêöèé ÊØÏ öåí òðàëüí î ãî ï ðàâëåí èÿ Í ÒÌ Ì ÀØÏ ÐÎ Ì , Ãî ñóäàðñòâåí í î ãî êî -ì èòåòà ï î í àóêå è òåõí èêå ï ðè ÑÌ ÑÑÑÐ, ÷ëåí í àó÷í î -òåõí è÷åñêèõ ñî âåòî â ðÿäà ì èí èñòåðñòâ, ÷ëåí ðåäêî ëëåãèè æóðí àëà "Êóçí å÷íî -øòàì ïî âî ÷íî å ïðî èçâîäñòâî ".

Àâòî ð áî ëåå 200 ï å÷àòí ûõ ðàáî ò, 65 àâòî ðñêèõ ñâèäåòåëüñòâ è ïàòåí òî â. Í àãðàæäåí ì åäàëÿì è ÑÑÑÐ è Ðî ññèè.

Ðóêî âî äèë ðàçðàáî òêàì è í î âû ò òåõí î ëî ãèé è î áî ðóäî âàí èÿ í à çàâî äàò Óðàëà (Óðàëì àø, Í èæí å-Òàãèëüñêèé ì åòàëëóðãè÷åñêèé êî ì áèí àò (Í ÒÌ Ê), Óðàëâàãî í çàâî ä è äð.), ó÷àñòâî âäë â ñî åäðø åí -ñòâî âàí èè ï ðî èçâî äñòâà æåëåçí î äî ðî æí ûõ êî ëåñ í à Í ÒÌ Ê, í à-÷èí àÿ ñ ï óñêà êî ëåñî ï ðî êàòí î ãî öåõà è ñî ðóäí è÷åñòàà â òå÷åí èå áî ëåå 25 ëåò. Èòî ãî ì ýòèõ ðàáî ò ñòàëî âí åäðåí èå â áëåã÷åí í ûõ êî -ëåñ, êî ëåñ í î âû õ êî í ðóóêöèé èç í î âû ò à ðî ê ñòàëåé, â òî ì ÷èñëå è äëÿ ñêî ðî ñòí ûõ ï î åçäî â.

Â Ì ÃÈÓÎ ëåãÀëåêñàí äðî âè÷ ðóêî âî äèë ï î èñêî âû ì è ðàáî òà-ì è ï î ñî çäàí èþ òåõí î ëî ãèè ø òàì ï î âêè èç í åï ðåðû âí î ëèòûõ çà-ãî òî âî ê, ï ðèí èì äë ó÷àñòèå â ðàçðàáî òêå è âí åäðåí èè êî ì áèí èðî -âàí í î ãî ñï î ñî áà äåô î ðì èðî âàí èÿ (ø òàì ï î âêà ñ î äí î âðåì åí í ûì êðó÷åí èåì).

Î ëåãÀëåêñàí äðî âè÷ ÿâëÿåòñÿ âû ñî êî êâàëèô èöèðî âàí í ûì èí æåí åðî ì , î ï ûò ûì î ðãàí èçàòî ðî ì è òàëàí òëèâûì ó÷åí ûì .

Çà 60 ëåò ó÷åáí î-ï åäàãî ãè÷åñêî é ðàáî òû â Î .À. Ãàí àãî âèòèâí î ó÷àñòâî âàëè â ï î äãî òî âêê âû ñî êî êâàëèô èöèðî âàí í ûõ ñï åöèàëèñòî â ÊØÏ , ï î ñòî ÿí í î ñî åðø åí ñòâî âàë ì åòî âèêó î áó÷åí èÿ.

Научно-техническая общественность, редакционный совет и редакция журнала сердечно поздравляют Олега Александровича Ганаго с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия и дальнейших творческих успехов.

УДК 621.787.4

О.В. Дорофеев, К.И. Капырин, Г.П. Короткий
(Орловский государственный технический университет)

Многоцикловая обкатка роликами тонкостенных деталей

Исследован процесс обкатки роликами тонкостенных осесимметричных деталей. Установлено влияние основных параметров процесса на напряженно-деформированное состояние металла.

The process of rolling by rollers of thin-walled axisymmetric details is investigated. The influence of the basic parameters of rolling on stress-strain state of metal is established.

Ключевые слова: обкатка; тонкостенные детали; упрочнение; деформация; напряжение.

Keywords: rolling; thin-walled details; hardening; strain; stress.

В различных узлах машин и приборов широко применяют тонкостенные осесимметричные детали, получаемые литьем с последующей обработкой отливки: диски автомобильных колес, втулки, фланцы, вкладыши подшипников скольжения. Для уплотнения и упрочнения металла отливки зачастую используют методы поверхностного пластического деформирования, в том числе обкатку роликами.

Главным показателем эффективности обкатки является относительное упрочнение металла заготовки

$$H = \frac{\sigma_s - \sigma_{0,2}}{\sigma_{0,2}} 100\ \%,$$

где $\sigma_{0,2}$ – начальный предел текучести; σ_s – текущее значение напряжения текучести, связанное с интенсивностью деформации металла.

Основным ограничением при обкатке тонкостенных осесимметричных изделий является получение пластически деформированного слоя толщиной меньше, чем толщина стенки заготовки, в противном случае, при распространении пластических деформаций на всю толщину стенки происходит раскатка заготовки, а в случае хрупкого материала – разрушение.

По данным [1], для получения максимального упрочнения при обкатке необходимо применять ролики малого диаметра. Однако при обкатке некоторых ступенчатых деталей в силу их геометрии невозможно использовать такие ролики. Исследования [2] показали, что при обкатке тонкостенных заготовок роликами большого диаметра не удается добиться необходимого упрочнения поверхности из-за невозможности увеличить локальную циклическую деформацию в радиальном направлении без раскатки заготовки.

Предложено увеличить степень деформации поверхностного слоя металла за счет повышения роли сдвиговых деформаций путем приложения к ролику тормозного момента в процессе обкатки, при этом окружная скорость ролика должна быть меньше окружной скорости заготовки [3]. Это позволит увеличить упрочнение поверхности изделия.

Для установления влияния рассогласования скоростей ролика и заготовки на напряженно-деформированное состояние металла и свойства получаемых изделий было проведено конечно-элементное моделирование процесса обкатки тонкостенной заготовки при приложении к ролику в процессе обкатки тормозной силы $F_{тор}$ (рис. 1), в том числе моделирование многоцикловой обкатки.

Поскольку ширина заготовки значительно больше ее толщины, моделировалось условие плоской деформации. Модель среды – упругопластическая с упроч-

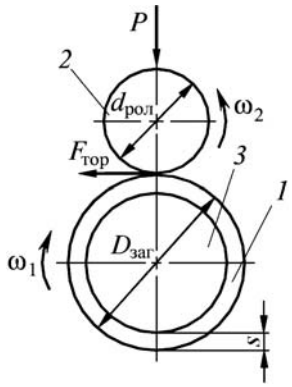


Рис. 1. Схема процесса обкатки: *1* – заготовка; *2* – ролик; *3* – оправка

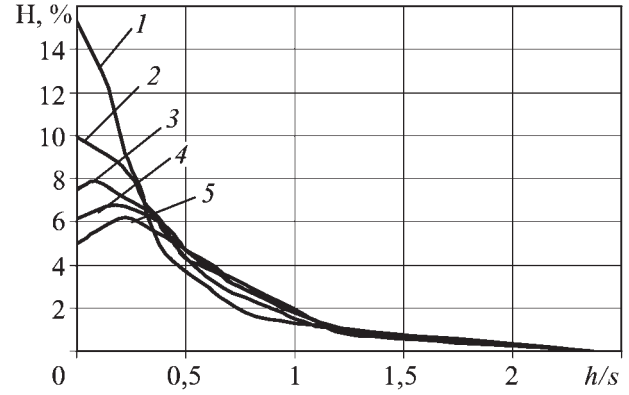


Рис. 2. Упрочнение поверхностного слоя тонкостенной заготовки при обкатке роликом диаметром 30 мм (P/b = 460 Н/мм) с различными значениями $F_{тор}/b$, Н/мм:
1 – 75; *2* – 50; *3* – 33; *4* – 16; *5* – 0

нением. Расчет проведен с помощью пакета прикладных программ "ШТАМП", предназначенного для статического анализа упругих и упругопластических систем, пошагового расчета перемещений, напряжений и деформаций методом конечных элементов [4].

Исследовали процесс обкатки заготовки со следующими параметрами:

- наружный диаметр заготовки D = 60 мм;
- толщина заготовки s = 5 мм;
- ширина заготовки $b >> s$;
- материал заготовки – алюминиевый сплав АК9ч (АЛ4).

При моделировании изменяли следующие параметры: диаметр ролика $d_{рол}$, погонную радиальную силу обкатки P/b, погонную тормозную силу $F_{тор}/b$.

В результате моделирования получили картину распределения упрочнения по сечению заготовки при различных значениях тормозной силы (рис. 2, где h – расстояние от поверхности, мм). Распределение упрочнения по толщине стенки заготовки при обкатке носит сложный характер. Упрочнение плавно увеличивается от внутренних слоев к наружным. Однако при традиционной обкатке роликом большого диаметра наибольшее упрочнение металла наблюдается на некотором расстоянии от поверхности, затем упрочнение снижается по мере удаления от поверхности. Это связано с тем, что при малой глубине вдавливания ролика большого диаметра перемещение металла по поверхности ролика затруднено.

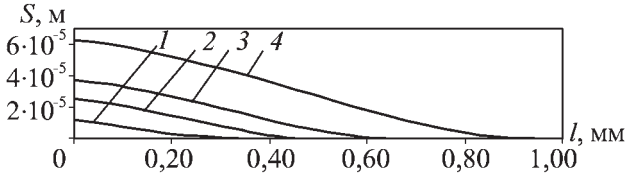


Рис. 3. Эпюры перемещения S металла относительно ролика в зоне контакта вдоль дуги контакта при обкатке с разными значениями $F_{тор}/b$, Н/мм:
1 – 0; *2* – 33; *3* – 66; *4* – 96

Поэтому в месте контакта ролика и заготовки возникает обширная зона прилипания, составляющая около 65 % ширины пятна контакта, в которой деформация металла затруднена. Это подтверждает анализ эпюр перемещения металла относительно ролика в зоне контакта (рис. 3, где l – длина дуги контакта).

По мере возрастания тормозной силы зона прилипания уменьшается, в результате увеличиваются деформация и упрочнение поверхности. При максимальном значении тормозной силы зона прилипания практически вырождается, при этом максимальное упрочнение наблюдается именно на поверхности заготовки.

Исследования показали, что при приложении к ролику в процессе обкатки тормозной силы увеличивается сдвиговая составляющая локальной деформации поверхностного слоя, вследствие чего повышается поверхностное упрочнение металла заготовки. Упрочнение возрастает с увеличением тормозной силы и уменьшением диаметра ролика (рис. 4, *а*). При достижении значения тормозной силы, равной максимальной силе трения между поверхностями заготовки и ролика, происходит полное проскальзывание ролика относительно заготовки и дальнейшего увеличения упрочнения не наблюдается.

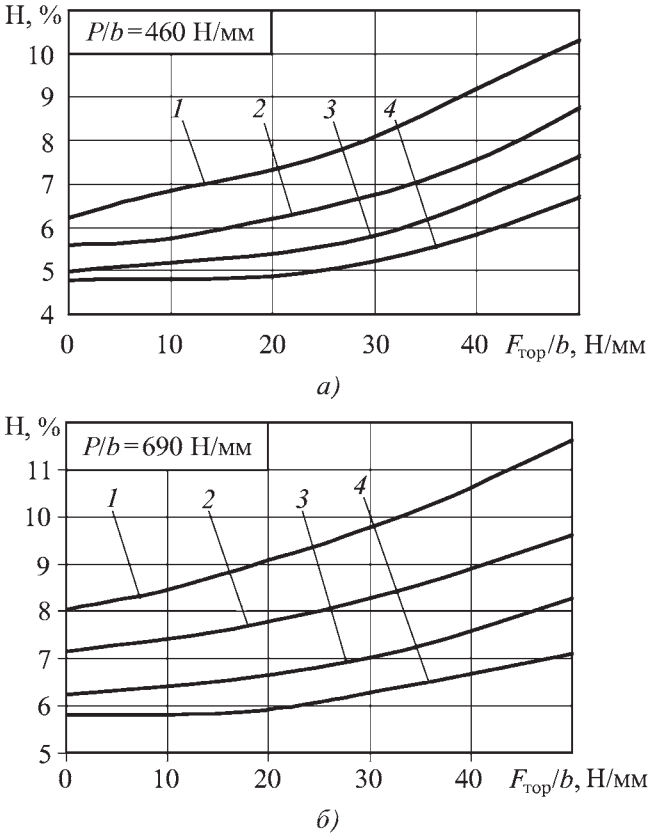


Рис. 4. Зависимости упрочнения поверхности заготовки от величины $F_{тор}/b$ при обкатке роликами различного диаметра:
1 – 30 мм; *2* – 40 мм; *3* – 50 мм; *4* – 60 мм

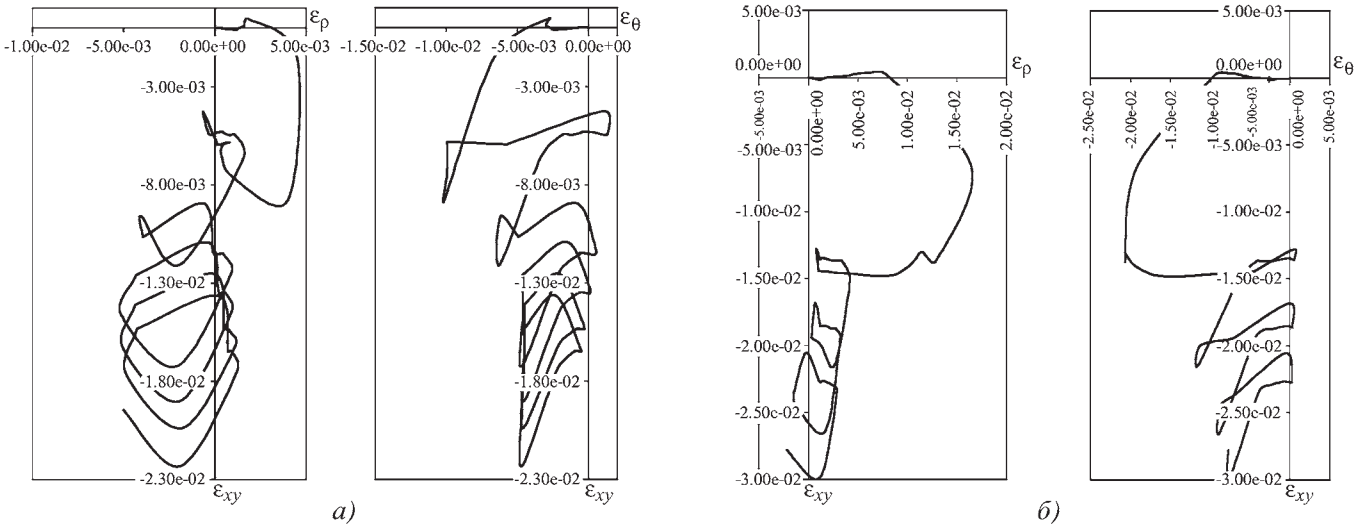


Рис. 5. Траектории радиальных ε_ρ и тангенциальных ε_θ деформаций поверхности:
а – $F_{тор} = 0$; *б* – $F_{тор}/b = 33$ Н/мм

При увеличении радиальной силы, приложенной к ролику, в 1,5 раза глубина зоны деформации и упрочнение металла увеличиваются соответственно на 32 и 6...12 % (рис. 4, *б*). Из диаграммы видно, что, применяя для обкатки ролик большего диаметра и приложив к ролику тормозную силу, можно добиться такого же упрочнения, как и роликом меньшего диаметра при обычной схеме обкатки.

Приведенные выше результаты получены за один оборот заготовки, что соответствует одному циклу нагружения. Для исследования влияния последующих циклов обкатки на процесс деформирования и упрочнения поверхности металла провели математическое моделирование процесса многоцикловой обкатки.

По результатам расчетов построены траектории деформаций точки, находящейся на поверхности заготовки. На рис. 5 приведены проекции траекторий деформаций при обкатке с различными значениями тормозной силы.

В результате было установлено следующее.

При обычной обкатке максимальная тангенциальная деформация поверхности за первый цикл нагружения в 2 раза превышает максимальную радиальную деформацию. При этом после совершения цикла обкатки линейные деформации близки к нулю.

На втором цикле обкатки амплитуда колебаний деформаций уменьшается и стабилизируется, начиная с третьего цикла нагружения. При последующих циклах обкатки линейная деформация колеблется от 0 до 0,5...0,6 %, при этом результирующая радиальная деформация практически не меняется, а амплитуда колебаний тангенциальной деформации плавно уменьшается вследствие упрочнения металла.

Максимальная сдвиговая деформация за первый цикл обкатки составляет 0,9 %, однако остаточная деформация равна 0,4 %.

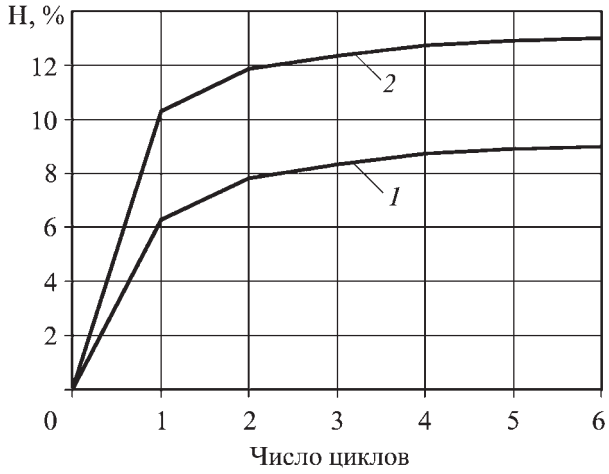


Рис. 6. Зависимости упрочнения поверхности от числа циклов при обкатке:
1 – $F_{тор} = 0$; *2* – $F_{тор}/b = 33$ Н/мм

При последующих циклах обкатки прирост сдвиговой деформации составляет порядка 20 % от амплитуды колебаний сдвиговой деформации.

При обкатке с погонной тормозной силой 33 Н/мм соответствующие максимальные деформации в 2–3 раза превышают аналогичные при обычной обкатке. Начиная со второго цикла обкатки, амплитуда колебаний линейных деформаций резко уменьшается.

Максимальная сдвиговая деформация за первый цикл обкатки с торможением составляет 1,5 %, при этом остаточная деформация составляет 1,3 %.

При последующих циклах обкатки прирост сдвиговой деформации составляет порядка 50 % от амплитуды колебаний сдвиговой деформации.

После 4 циклов обкатки сдвиговая деформация поверхности при обкатке с торможением ролика в 2 раза больше, чем при обычной обкатке.

Начиная со второго цикла нагружения, деформация поверхности значительно уменьшается, что приводит к снижению роста упрочнения за последующие циклы. Расчетная величина поверхностного упрочнения после одного цикла обкатки составила 10 % при обкатке с торможением и 6 % при обычной обкатке (рис. 6); после 6 циклов обкатки упрочнение составило 13 и 9 % соответственно. Следовательно, обкатку рационально проводить за один-два оборота вращения заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

2. **Голенков В.А., Радченко С.Ю., Короткий Г.П.** Экспериментальное исследование процесса обкатки тонкостенных осесимметричных изделий // Теория, технология, оборудование и автоматизация обработки металлов давлением и резанием: сб. науч. тр. Тула, 1999.

3. **Пат. 2163863 РФ, МКИ[4] В 24 В 39/00.** Способ упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / С.Ю. Радченко, В.А. Голенков, Г.П. Короткий и др. (РФ). № 99112171/02; заявл. 08.06.1999; опубл. 10.03.2001, Бюл. № 7. 3 с.

4. **Голенков В.А., Кондрашов В.И., Зыкова З.П.** Математическое моделирование процессов обработки материалов давлением: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 1994. 190 с.

Олег Васильевич Дорофеев, канд. техн. наук;
Константин Игоревич Капырин, канд. техн. наук;
Геннадий Петрович Короткий, канд. техн. наук,
genkor@inbox.ru

Ï àì ÿòè ÑÅÐÃÅß Ï ÅÒÐÎ ÂÈ×À ßÊÎ ÂËÅÂÀ
(1934–2010)

16 ì àÿ í à 77-ì ãî äó æèçí è ï î ñëå òÿæåëî é áî ëåçí è ñêî í ÷àëñÿ âû äàþ ù èéñÿ ó÷åí ûé â î áèàñòè òåî ðèè ï ðî öåññî â î áðàáî òêè ì åòàëëî â äàâëåí èåì è òåõí î ëî ãèè êóçí å÷-í î-øòàì ï î âî -í î ãî ï ðî èçâî äñòâà, äî êòî ð òåõí è÷åñêèõ í àóê, ï ðî ô åññî ð êâô åàðû “Ì åõàí èêà ï ëàñòè÷åñêî ãî ô î ðì î èçì åí åí èÿ” Ñåðãåé Ï åòðî âè÷ ßê î âëâ.

Â Òóëüñêî ì ãî ñóäàðñòâåí í î ì óí èâåðñèòåòå Ñ.Ï . ßêî âëâ ðàáî òàë ñ 1963 ã, ï ðî é-äÿ ï óòü î ò àññèñòåí òà äî ï ðî ô åññî ðà. Âî çãëàâëÿë êâô åðó "Ì åõàí èêà ï ëàñòè÷åñêî ãî ô î ðì î èçì åí åí èÿ", ðàáî òàë ï ðî ðåêòî ðî ì ï î í àó÷í î é ðàáî òå, óñï åø í î ñî ÷åòàë ï ëàããæè÷åñêóþ, í àó÷í óþ è î áù åñòâåí í óþ äåÿòåëüí î ñòü.

Ï ðî ô åññî ðî ì Ñ.Ï . ßêî âëâûâû î ï óáëèêî âàí î 20 ì î í î-ãðàô èé è ó÷åáí ûõ ï î ñî áèé, ñï ðàâî ÷í èê, âî ëåå 350 í àó÷-í ûõ ñòàòåé, ï î ëó÷åí î 13 àâòî ðñêèõ ñâèäåòåëüñòâ í à èçî-áðåòåí èÿ. Â òå÷åí èå 16 ëåò Ñ.Ï . ßêî âëâ î ñóù åñòâëÿë í à-ó÷-í î å ðóêî âî äñòâî î òðàñëåâî é í àó÷-í î-èññëåäî âàòåëü-ñêî é èäåî ðàòî ðèåé, âû ï î ëî ÿâø åé í àó÷-í ûå èññëåäî âàí èÿ äëÿ ï ðåäï ðèÿòèé è î ðãàí èçàöèé î òðàñëåâûõ ì èí èñòåðñòâ.

Ï î ä åãî í àó÷-í ûì ðóêî âî äñòâî ì çàù èòèëè êàí äèäàò-ñêèå äèññåðòàöèè áî ëåå 75 ÷åëî âåê. Ñ.Ï . ßêî âëâ î ñóù å-ñòâëÿë êî ñóëüòàöèè ï ðè âû ï î ëî åè è ï î äãî òî âêå ê çà-ù èòå 18 äî êòî ðñêèõ äèññåðòàöèé.

Äî ï î ñëåäíåãî äí ÿ Ñåðãåé Ï åòðî âè÷ ðóêî âî äèë ãðàí-òî ì Ï ðåçèäåí òà Ðî ññèéñêî é Ôåäåðàöèè äëÿ ãî ñóäàðñò-âåí í î é î äåðæêè âåäóù èõ í àó÷-í ûõ ø êî ë Ðî ññèéñêî é Ôå-äåðàöèè, ðÿäî ì ãðàí òî â ÐÔÔÈ, ãî ñóäàðñòâåí í ûì êî í òðàê-òî ì ï î ô åäåðàëüí î é öåëåâî é ï ðî ãðàì ì å "Èññëåäî âàí èÿ è ðàçðàáî òêè ï î ï ðèî ðèòåòí ûì í àï ðàâëåí èÿì ðàçâèòèÿ í àó÷-í î-òåõí î ëî ãè÷åñêî ãî êî ì ï ëåêñà Ðî ñ-ñèè í à 2007–2012 ãî äû", í àó÷-í ûì ï ðî åêòî ì â ðàì êàõ ðåàëèçàöèè àí àëèòè÷åñêî é âåäî ì ñòâåí í î é öåëåâî é ï ðî ãðàì ì ûî "Ðàçâè-òèå í àó÷-í î ãî ï î òåí öèàëà âû ñø åé ø êî ëû (2009–2010 ãî äû)" Ì èí î áðí àóêè Ðî ññèè è òä. Ï î ðåçóëüòàòàì í àó÷-í î-èññëåäî âà-òåëüñêî é ðàáî ðû ï ðî ô åññî ð Ñ.Ï . ßêî âëâû ðèæäû óäî ñòî åí çàáí èÿ ëàóðåàòà ï ðåì èè èì . Ñ.È. Ì î ñèí à (1976, 2002 è 2006 ãã) â î á-ëàñòè ðàçðàáî òî ê âî åí í î é òåõí èêè.

Ðàçðàáî òàí í ûå í î âû å òåõí î ëî ãè÷åñêèå ï ðî öåññû âî åðåí ûõ í à ì î ñõ ï ðåäï ðè-ÿòèÿõ Ðî ññèéñêî é Ôåäåðàöèè.

Çà äî ñòèæåí èÿ â î áëàñòè ðàçâèòèÿ ýêî-í î ì èêè Ðî ññèè Ñ.Ï . ßêî âëâû óäî ñòî åí çàà-í èÿ ëàóðåàòà ï ðåì èè èì . À.Í . Êî ñû ãèí à Ðî ññèéñêî ãî Ñî þ-çà òî âàðî ï ðî èçâî äèòåëåé (2005 ã) è ï ðåì èè Òóëüñêî é î á-ëàñòè â î áëàñòè í àóêè è òåõí èêè èì åí è àêàäåì èêà Á.Ñ. Ñòå÷êè à (2006 ã).

Çà äî ñòèãî óòû å óñï åõè â ðàçâèòèè í àóêè è òåõí èêè, ï î äãî òî âêå í àó÷-í ûõ è èí æåí åðí ûõ êàäðî â ï ðî ô åññî ð Ñ.Ï . ßêî âëâû áû ë óáî ñòî åí ï î ÷-åòî î ãî çâàí èÿ “Çàñëóæåí-í ûé äåÿòåëü í àóêè è òåõí èêè ÐÔ”, î í ÿâëÿëñÿ ëàóðåàòî ì Ãî ñóäàðñòâåí í î é ï ðåì èè ÐÔ, ï ðåì èé Ñî åâòà Ì èí èñòðî â ÑÑÑÐ è Ï ðàâèòåëüñòâà ÐÔ â î áëàñòè í àóêè è òåõí èêè.

Светлая память о Сергее Петровиче Яковлеве навсегда останется в наших сердцах.

Ðåêòî ðàò Òóëüñêî ãî ãî ñóäàðñòâåí í î ãî óí èâåðñèòåòà, êî ëëåêòèâ ñî òðóäí èêî â êàô åäðû “Ì åõàí èêà ï ëàñòè÷åñêî ãî ô î ðì î èçì åí åí èÿ”, ðåäàêêî ëí í ûé ñî âåò è ðåäàêòî ëÿ æóðí àëà "Çàãî òî âèòåëüí ûå ï ðî èçâî äñòâà â ì àø èí î ñòðî åí èè"

УДК 669.15–194:621.785.52

С.В. Пикалов, В.И. Колмыков, В.Г. Сальников, А.А. Кириченко
(Курский государственный технический университет)

Карбидообразование в марганцовистых сталях при цементации

Рассмотрены термодинамика, механизм и кинетика формирования карбидной фазы при науглероживании марганцовистых сталей. Проанализированы реакции карбидообразования с учетом стефановского потока – диффузии углерода из насыщающей среды в металл и встречного потока ионов железа в зону реакции с углеродом. Приведено решение системы уравнений переноса вещества в слое продуктов реакции и рассчитаны толщина карбидного слоя на поверхности цементуемой стали, а также перемещение внутренней и наружной границ этого слоя. Показана возможность реставрационной цементации марганцовистых сталей с дефектной структурой.

The thermodynamics, kinetics and mechanism of formation of carbide phase during carbonization of manganese steel are considered. Reactions of carbide formation in the light of the Stephan flow–diffusion of carbon from saturating medium in metal and counter-flow of iron ions in the reaction zone with carbon are analyzed. The solution of equations of mass transfer in layer of reaction products is presented and thickness of carbide layer on the surface of carburized steel and movement of inner and outer boundaries of this layer are calculated. The possibility of restoration cementation manganese steels with defective structure.

Ключевые слова: науглероживание; карбиды; марганцовистые стали; перенос вещества; устранение дефектов структуры.

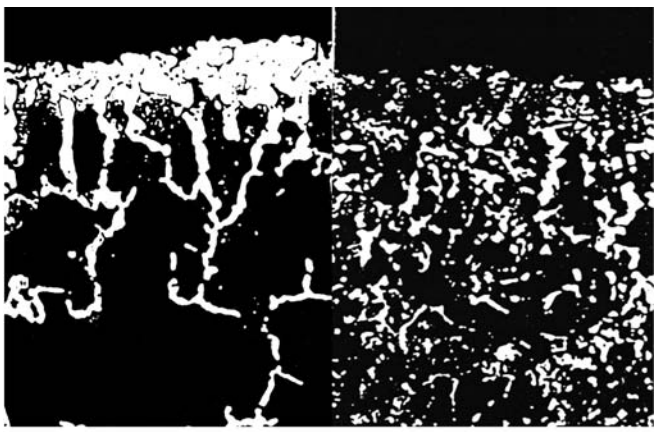
Keywords: carbonization; carbides; manganese steels; transport of material; elimination of structure defects.

Известно [1], что марганец в цементуемых сталях практически не влияет на результаты цементации – содержание углерода в диффузионных слоях марганцовистых сталей не отличается от его содержания в нелегированных сталях. Однако это утверждение справедливо, если цементация проводится в традиционных карбюризаторах с относительно невысоким углеродным потенциалом.

При цементации в высокоактивных пастообразных карбюризаторах на поверхности марганцовистых сталей образуются диффузионные слои с развитой зоной карбидов в отличие от нелегированных сталей, в которых карбидообразование оказалось значительно меньшим (рис. 1).

Для объяснения наблюдаемого явления проведен анализ термодинамики, механизма и кинетики карбидообразования в процессе науглероживания сталей, легированных марганцем.

Марганец при любом его содержании в стали полностью растворяется в железе и входит в состав цементита и аустенита при температуре цементации в соотношении 4:1. Термодинамические расчеты по методике [2] показали, что марганец в одинаковой степени стабилизирует как цементит, так и аустенит (рис. 2). Поэтому отсутствует термодинамический стимул к образованию карбидной фазы в диффузионном слое при цементации марганцовистой стали. Таким образом, по термодинамическим характеристикам послед-



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктуры диффузионных слоев марганцовистой (2,3 % Mn) стали (*а*) и углеродистой стали 15 (*б*) после цементации в высокоактивном пастообразном карбюризаторе. ×300

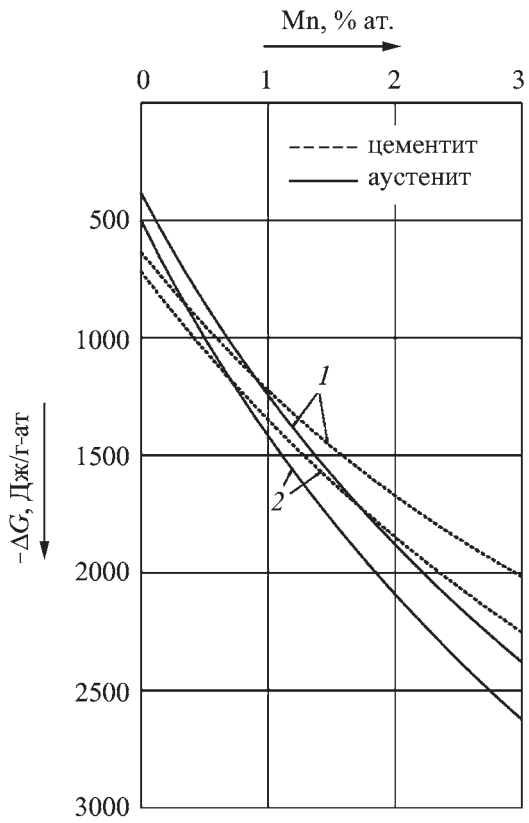


Рис. 2. Зависимости свободной энергии образования насыщенного аустенита и цементита от содержания марганца в стали при различных температурах цементации:
1 – 900 °С; *2* – 950 °С

няя мало отличается от углеродистой (нелегированной) стали. Марганец способствует карбидообразованию при цементации по другой причине.

По данным Х.Дж. Гольдшмидта (Сплавы внедрения. Т. 1. М.: Мир, 1971.), в процессе выделения цементита из аустенита, что происходит при избыточном насыщении последнего углеродом, первоначально образуется промежуточная гексагональная фаза (метастабильный карбид, карбидное состояние) ε–$Fe_{2-3}C$, которая имеет на рентгенограммах явно выраженное уширение линий, что свидетельствует о широкой области гомогенности. При этом наблюдается тенденция к повышению первоначального содержания углерода в метастабильном карбиде до состава Fe_2C. На данный метастабильный карбид сильно влияют марганец, а также присутствие (помимо углерода) следов кислорода и других элементов внедрения.

В связи с тем, что марганец обладает повышенной склонностью к окислению при цементации стали, происходит его быстрое окисление в поверхностной зоне диффузионного слоя. В присутствии марганца усиливается склонность к окислению и железа, поэтому на поверхности марганцовистой стали образуется твердый раствор оксидов Mn–FeO (О термодинамике процессов окисления металлов / Г.И. Чуфаров, М.Г. Жеравлева, В.Н. Гоогословский, А.Н. Мень // Механизм взаимодействия металлов с газами. М.: Наука, 1964. С. 7–23).

В решетке вюстита FeO высокая концентрация вакансий двухвалентных ионов железа, которые легко диффундируют из слоя оксидов в глубину металла. Вследствие этого, к поверхности стали возникает движение ионов Fe^{2+}, где они вступают в реакцию с углеродом, поступающим из цементующей среды и образуют карбидную пленку. Такое движение вещества, вызванное химической реакцией на поверхности раздела фаз, называется *стефановским потоком* [3]. Можно считать, что карбидная пленка при цементации марганцовистой стали образуется за счет стефановского потока, а именно – потока углерода из науглероживающей среды в металл и встречного потока ионов железа через твердый раствор оксидов MnO–FeO в зону реакции с углеродом.

Приняв такое предположение, можно подсчитать интенсивность карбидообразования при цементации марганцовистых сталей.

Система уравнений переноса вещества в слое продукта реакции с учетом стефановского потока состоит из уравнений неразрывности массы и диффузии [3]:

$$-\frac{\partial\rho}{\partial\tau}=\frac{\partial}{\partial x}(\rho v); \qquad (1)$$

$$-\frac{\partial\rho a}{\partial\tau}=\frac{\partial}{\partial x}(j), \qquad (2)$$

где ρ – плотность материала в зоне реакции ($\rho = \rho_1 + \rho_2$, где ρ_1, ρ_2 – плотность аустенита и карбида соответственно); τ – время цементации; x – положение границы карбидного слоя; v – линейная скорость перемещения массы вещества в слое продуктов реакции; a – средняя относительная концентрация углерода в слое карбида; j – полный поток вещества:

$$j=-D\rho+\rho v a, \qquad (3)$$

где D – коэффициент диффузии.

Решив систему уравнений (1)–(2), можно определить положение внутренней x_1 и внешней x_2 границ слоя карбида на марганцовистой стали при ее цементации, а также толщину этого слоя (карбидной пленки) δ. При решении указанной системы уравнений по методике [3] приняты следующие начальные условия: при $\tau = 0$: $x_1(0) = x_2(0) = x_0$, где x_0 – начальное положение поверхности раздела; при $\tau > 0$: на внутренней границе карбидного слоя $a = a_1$, на внешней границе $a = a_2$, причем $a_2 > a_1$,

$$x_1=2\beta_1\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_1}{\rho_1^2}}\sqrt{\tau}; \qquad (4)$$

Результаты расчета констант β, β_1 внутренней x_1 и внешней x_2 границ карбидного слоя

a_2	$\Delta a = a_2 - 0{,}067$	β	β_1	x_1	x_2	δ
				мкм		
0,097	0,030	0,464	0,426	3,2	0,8	4,0
0,090	0,023	0,407	0,375	2,8	0,7	3,5
0,082	0,015	0,337	0,311	2,3	0,6	2,9
0,075	0,008	0,241	0,224	1,6	0,5	2,1

Примечание. $\Delta a = a_2 - a_1$; $a_1 = 0{,}067$; $D = 8{,}6 \cdot 10^{-12}$ см^2/с.

$$x_2 = 2\left[(\beta-\beta_1)\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_2}{\rho_2^2}} + \beta_1\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_2}{\rho_2^2}} - \right.$$
$$\left. -\beta_1\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_1}{\rho_1^2}}\sqrt{\tau}\right]; \quad (5)$$

$$\delta = x_1 + x_2 = 2\left[(\beta-\beta_1)\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_2}{\rho_2^2}} + \beta_1\sqrt{\frac{(D\rho_2^2)a_2}{\rho_2^2}}\sqrt{\tau}\right], \quad (6)$$

где β, β_1 – константы параболического роста слоя продукта реакции, которые подлежат расчету в каждом конкретном случае; a_1, a_2 – концентрация углерода на внутренней и внешней границе соответственно.

Для определения констант β и β_1 необходимо знать зависимость $D\rho_2^2$ от концентрации углерода. Учитывая, что относительная концентрация a углерода в карбидном слое изменяется незначительно, поскольку углерод легкий элемент, а железо тяжелый, то в первом приближении можно принять, что $D(a)$ = = const, $\rho_2(a)$ = const и величина $D\rho_2^2$ также будет постоянной. В этом случае константы β и β_1 можно рассчитать по следующим уравнениям:

$$\frac{\beta-\beta_1}{\beta_1}e^{\beta(\beta-2\beta_1)} = \frac{a_1}{1-a_2}; \quad (7)$$

$$\sqrt{\pi}(\beta-\beta_1)[\mathrm{erf}(\beta-\beta_1)+\mathrm{erf}(\beta_1)]e^{(\beta-\beta_1)} = \frac{a_2-a_1}{1-a_2}. \quad (8)$$

Ориентировочные пределы изменения относительной концентрации углерода в карбидном слое приняты равными: a_1 = 0,067 (соответствует карбиду Fe_3C) и a_2 = 0,097...0,067 (соответствует карбиду ε–$Fe_{2-3}C$). Результаты расчета констант β и β_1 по уравнениям (7) и (8), выполненных на ПЭВМ, приведены в таблице.

С использованием рассчитанных констант β и β_1 и экспериментальных значений δ, полученных непосредственным измерением карбидного слоя на цементованной марганцовистой стали, были вычислены положения границ карбидного слоя x_1 и x_2 относительно исходной поверхности металла (см. таблицу).

Из таблицы видно, что с уменьшением разности a_2–a_1 значения констант β и β_1 заметно снижаются, а также что использование уравнений (4)–(8) позволяет учитывать роль стефановского потока в образовании и росте карбидной пленки на стали при цементации. При этом расчет позволил ориентировочно оценить перемещение внутренней и внешней границ карбидного покрытия (рис. 3).

Таким образом, образование карбидных слоев достаточно большой толщины при интенсивном науглероживании марганцовистых сталей связано с существенным изменением механизма реакций карбидообразования на поверхности стали под влиянием марганца.

Результаты исследований могут иметь практический интерес для разработки технологических процессов реставрационной цементации изделий из марганцовистых сталей, которые склонны к трещинообразованию при упрочняющей обработке. Дефекты в структуре марганцовистых сталей могут быть устранены цементацией в древесноугольном или пастообразном высокоактивном карбюризаторе (рис. 4).

Цементация марганцовистых сталей приводит к полному зарастанию пор и трещин в диффузионных

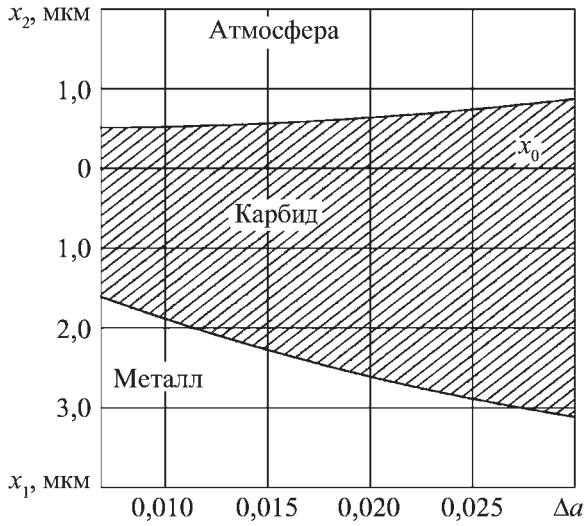


Рис. 3. Зависимости положения внутренней x_1 и внешней x_2 границ карбидного слоя от разности концентраций углерода над и под слоем карбида ($\Delta a = a_2 - a_1$)

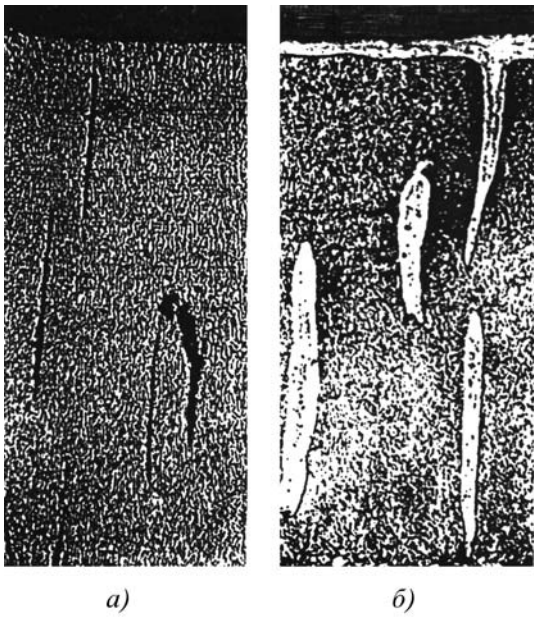


Рис. 4. Микроструктуры стали 30Г2 после закалки и отпуска с дефектами в поверхностном слое (*а*) и после цементации в древесно-угольном карбюризаторе при 900 °С (*б*). ×500

слоях и таким образом восстанавливает сплошность материала восстанавливаемых изделий. Смягчить получаемую в результате цементации структуру можно последующим отжигом, при котором карбиды растворяются, а избыточный углерод переходит в аустенит.

Разработанная технология была с успехом применена для исправления структуры наплавленных покрытий, полученных с использованием сварочной проволоки Св.08Г2С в среде углекислого газа. Пористость наплавленного металла в исходном состоянии превышала 10 %. После цементации в пастообразном карбюризаторе (сажа газовая, углекислый натрий и эмульсия ПВА) все поры и другие дефекты были устранены (заполнены карбидами). В результате такой обработки наплавленные изделия показали в 1,5 раза более высокую износостойкость и усталостную прочность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Меськин В.С.** Основы легирования стали. СПб: СПбГУИТМО, 2002. 236 с.

2. **Термодинамика** гомогенного зарождения цементита в аустенитте в процессе цементации стали / В.М. Переверзев, В.И. Колмыков, И.Н. Росляков // Известия АН СССР. Металлы. 1981. № 6. С. 61–64.

3. **Арутюнян А.Б., Мержанов А.Г., Хайкин Б.И.** Роль стефановского потока и изменения объема конденсированной фазы в процессах реакционной диффузии // Процессы горения и химической технологии в металлургии. Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1975. С. 210–216.

Сергей Владимирович Пикалов, аспирант,
drevojoq@mail.ru;
Валерий Иванович Колмыков, д-р техн. наук;
Владимир Григорьевич Сальников, канд. техн. наук;
Александр Александрович Кириченко, аспирант

УДК 544.016.5

А.Г. Панов *(Камская государственная инженерно-экономическая академия, г. Набережные Челны),*
С.В. Давыдов *(Брянский государственный технический университет)*

Влияние микроструктуры литых Fe–Ni–Mg–РЗМ-лигатур на формирование морфологии графита в высокопрочных чугунах

Установлена зависимость формирования структуры высокопрочного чугуна от литой структуры модифицирующей лигатуры. При модифицирующей обработке высокопрочных чугунов литыми лигатурами на основе Fe–Ni–Mg–РЗМ, структура которых изменялась в результате обработки поверхностно-активными элементами и ускоренным охлаждением, изменяются морфология глобулярного графита и структура матрицы. Исследованы механические свойства высокопрочного чугуна.

Dependence of structure formation of high-strength cast iron on cast structure of modifying ligature is established. When modifying processing high-strength irons cast ligatures on basis Fe–Ni–Mg–RZM which structure changed due to processing by surface-active elements and accelerated cooling changes morphology of globular graphite and structure of matrix. Mechanical properties of high-strength cast iron are investigated.

Ключевые слова: морфология графита; модифицированный модификатор; высокопрочный чугун; структура матрицы; механические свойства.

Keywords: morphology of graphite; modified modifier; high-strength cast iron; structure of matrix; mechanical properties.

В настоящее время в литейном производстве для получения высокопрочного чугуна применяются комплексные присадки и лигатуры, прежде всего магнийсодержащие, в состав которых одновременно входит значительное количество функционально различных элементов. Данные элементы обычное модифициро-

1. Химический состав, % мас., базового расплава Fe–Ni–Mg-лигатур

C	Si	Ni	Mg	Ce	La	P	Fe
2,51	0,29	40,4	4,93	0,54	0,32	0,450	49,8

вание дополняют легированием, микролегированием, десульфурацией, раскислением с использованием присадок, содержащих щелочно-земельные (Mg, Ca, Ba , Sr), редкоземельные (Y и лантоноиды – La, Ce и др.), карбидо- и нитридообразующие (Ti, Zr, V, Nb, B), легирующие (Cr, Ni, Mn, Cu, Mo) элементы.

Комплексные присадки являются не столько модификаторами, сколько сложнолегированными сплавами [1]. Химический состав модификаторов и лигатур является определяющим для оценки их работоспособности [2]. В работе [2] впервые предпринята попытка исследовать изменение структуры литых Fe–Mg–Ni-лигатур под влиянием модифицирования и ускоренного охлаждения.

В настоящей работе исследовали влияние микроструктуры модифицированных лигатур [3] на формирование морфологии графита в высокопрочном чугуне. Центробежным способом изготовили три варианта отливок лигатуры из базового расплава, химический состав которого приведен в табл. 1. Применив различные режимы его модифицирующей обработки поверхностно-активными элементами* и кристаллизации, получили следующие экспериментальные отливки лигатур:

1. Лигатура *1* – из базового расплава без его модифицирующей обработки. Толщина слитка 3 см.

2. Лигатура *2* – с модифицированием расплава. Толщина слитка 3 см.

3. Лигатура *3* – с модифицированием расплава. Толщина слитка 0,3 см.

Эффективность влияния микроструктуры данных лигатур на формирование микроструктуры высокопрочных чугунов исследовали на опытной плавке синтетического чугуна [4]. Химический состав расплава перед разливкой и модифицирующей обработкой представлен в табл. 2.

Из единого расплава плавки изготовили серию отливок образцов с модифицированием опытными лигатурами расходами 0,8; 1,0 и 1,2 % (0,04; 0,05 и 0,06 % Mg соответственно) в сочетании с графитизирующей обработкой ферросилиция (0,5 % ФС75). Разливку проводили при температуре на выпуске 1400...1420 °С

2. Химический состав, % мас., расплава чугуна

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
3,37	2,64	0,41	0,19	0,15	0,038	0,007

*На способ обработки оформляется патент РФ на изобретение.

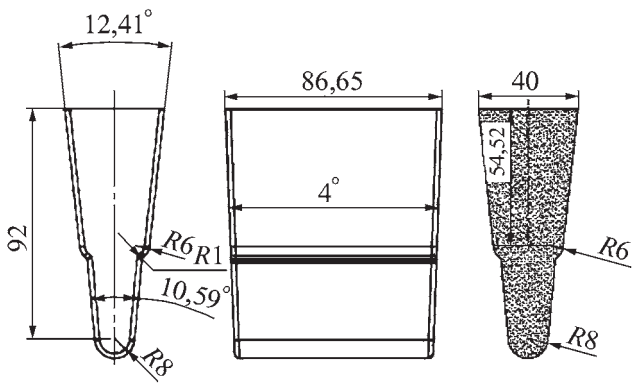


Рис. 1. Эскиз клиновой пробы для образцов на механические испытания

с выдержкой металла в ковше перед разливкой около 1 мин.

При заполнении расплавом ковша с лигатурой *1* пироэффект отсутствовал полностью, с лигатурой *2* и *3* – наблюдался незначительный пироэффект.

С каждого ковша заливали по 10 клиновых проб (эскиз клиновой пробы вместе с прибыльной частью отливки пробы приведен на рис. 1) для испытаний чугуна на растяжение и ударный изгиб.

Из нижней части клина вырезали заготовку, из которой согласно ГОСТ 1497–84 вытачивали образцы типа III № 6 с рабочей частью диаметром 6 мм и длиной 60 мм. Из верхней части отливки клина вытачивали гладкие образцы для испытаний на ударный изгиб квадратом 10×10 мм длиной 55 мм по ГОСТ 9454–78.

Результаты механических испытаний чугунов, модифицированных опытными лигатурами, показаны на рис. 2.

В литом состоянии из полученных в опытной плавке чугунов требованиям марки ВЧ 50 (ГОСТ 7293–85) удовлетворяют все варианты, кроме одного. Требованиям марки ВЧ 50 по значению относительного удлинения ($\delta \geq 7$ %) не удовлетворяет чугун, обработанный 0,8 % лигатуры *1* (полученной без модифицирования расплава лигатуры). Все варианты чугунов, полученные с расходами лигатуры 1,0 и 1,2 %, удовлетворяют требованиям марки ВЧ 60.

Таким образом, для выбранных условий эксперимента применение Fe–Ni–Mg–РЗМ-лигатуры наиболее стабильно обеспечивает требования ГОСТ 7293–85 чугуна ВЧ 60 с более чем в 2 раза превышающими показателями пластических свойств (требуется $\delta \geq 3$ %, фактически $\delta > 8$ %). Причем эффект достигается при очень низком расходе модификатора, что обеспечивается максимально высоким усвоением магния, близким к 100 %.

Для определения влияния микроструктуры лигатур на кристаллизацию и микроструктуру модифицированного чугуна выбрали образцы чугунов, полученных во время опытной плавки при расходе сфероиди-

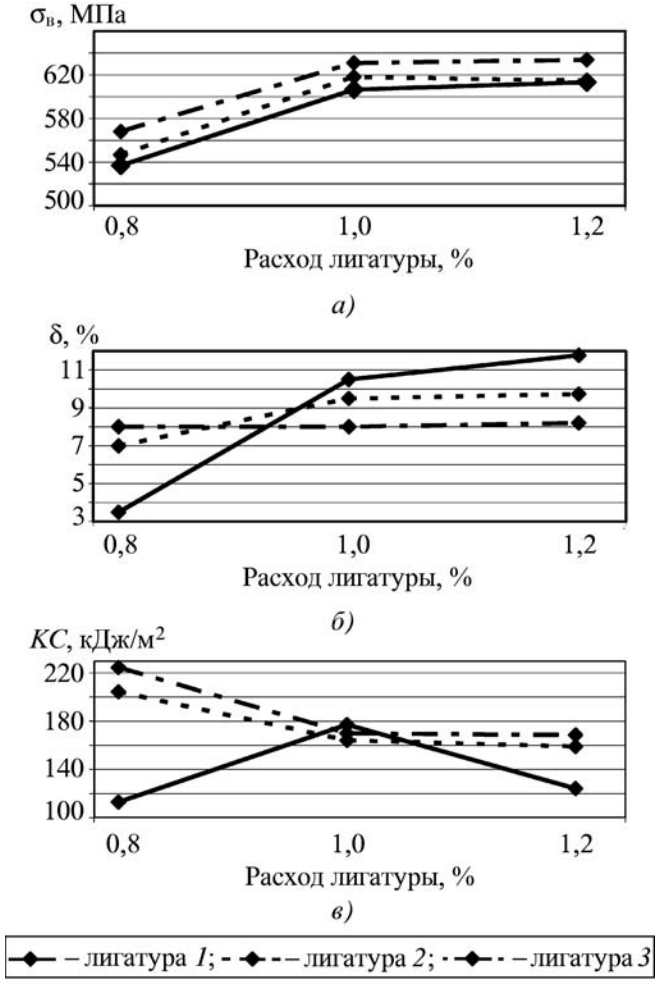


Рис. 2. Диаграммы зависимостей обработки результатов механических испытаний:
а – предел прочности; *б* – относительное удлинение; *в* – ударная вязкость

зирующих модификаторов 1,0 % как наиболее эффективном варианте модифицирования.

Из 6 образцов после испытаний на растяжение и 19 образцов после испытаний на ударный изгиб были изготовлены микрошлифы для металлографического анализа.

Для определения характеристик графита с помощью программного обеспечения получены изображения нетравленой микроструктуры образцов чугуна площадью около 3,3 мм^2 при увеличении ×100 с последующим получением ее модельного изображения посредством обработки исходного изображения цифровыми фильтрами программного обеспечения "Image Expert Pro 3", по которому проводили сканирование и подсчет геометрических характеристик шаровидного графита.

Распределение количества включений графита определяли по максимальному диаметру Фере, который соответствует линейному размеру частицы и является максимальной величиной проекции изображения включения графита в плоскости микрошлифа.

Количественные характеристики микроструктуры ЧШГ представлены в табл. 3.

На рис. 3 приведены микроструктуры исследованных чугунов.

Изменение механических свойств (см. рис. 2) полностью соответствует изменениям микроструктуры чугунов (см. табл. 3, рис. 3). С уменьшением диаметра включений графита и повышением степени его глобулярности наблюдается последовательный рост предела прочности (см. рис. 2, *а*). С увеличением доли перлита (см. табл. 3) минимальное относительное удлинение (см. рис. 2, *б*) у чугуна, модифицированного лигатурой *3* (см. рис. 3, *в*). Ударная вязкость (см. рис. 2, *в*) минимальна у чугуна, обработанного лигатурой *2*, что объясняется наличием в структуре перлита "жесткой" компоненты – сорбита и значительным количеством мелкого графита (см. табл. 3), разупрочняющего матрицу.

Показатель ударной вязкости является структурно-чувствительным свойством, в значительной степени зависящим от количественных и морфологических особенностей включений графита.

На рис. 4 (см. обложку) представлены распределения количества графитовых включений в чугунах по диаметрам окружности эквивалентной площади включений, характеризующие процесс кристаллизации графита.

Число включений графита первых трех диаметров у чугуна, модифицированного лигатурой *2* (см. рис. 4, *б*), составляет 1242, что значительно больше, чем у чугуна, модифицированного лигатурой *1* (922 включения) и чугуна, модифицированного лигатурой *3* (813 включений), причем в структуре чугуна, модифицированного лигатурой *2*, число включений графита с минимальным средневзвешенным диаметром 219 мкм максимально и составляет 786.

Таким образом, микроструктура модификатора активно влияет на протекание процессов первичной кристаллизации высокопрочного чугуна, что проявляется в существенном изменении морфологии, количества и распределения включений графита.

Распределение частиц графита по диаметру окружности эквивалентной площади в чугуне, модифицированном ФС75 совместно с опытными лигатурами, сформировано, как минимум, двумя кривыми, одна из которых также носит экспоненциальный характер, а вторая – описывает гауссово распределение. Вероятно, образование зародышей графита в этих чугунах проходило в два этапа. На первом этапе при растворении опытных лигатур в расплав чугуна вносятся микрогруппировки, соответствующие их строению в твердом состоянии [5, 6].

Микрогруппировки шаровидного графита и аустенита лигатур при условиях модифицирования (температура расплава перед взаимодействием с лигатурой $T_{вз} \leq 1420$ °С, потери тепла расплава на разогрев и растворение (расплавление) лигатур и благодаря теплоотводу через футеровку ковша) сохраняются достаточно долго [6, 7]. Таким образом, расплав в соответствии

3. Количественные характеристики микроструктуры ЧШГ

Параметр микроструктуры ЧШГ	Лигатура *1*	Лигатура *2*	Лигатура *3*
Среднее количество включений графита, %	7,9	7,5	7,7
Средневзвешенный диаметр окружности эквивалентной площади включений графита 1-го этапа кристаллизации, мкм	22,7	21,7	21,1
Среднее количество включений графита, шт/мм^2	471	570	453
Преобладающий фактор формы включений графита	4,91	4,86	4,65
Доля перлита, %	38 (П41(Ф59))	40 (П43(Ф57))	65 (П70(Ф30))
Дисперсность перлита по ГОСТ 3443–87, шкала 8, ×500	ПД1,0	ПД0,3...1,0; до 30 % сорбита	ПД0,5...1,0; до 10 % сорбита
Расстояние между пластинами феррита (цементита) в перлите, мкм	0,6...0,9	0,4...0,6	0,5...0,7

с назначением операции модифицирования становится специфически микронеоднородным.

При охлаждении расплава происходит дальнейшее его спинодальное расслоение. Микрогруппировки аустенита формируют зародыши аустенита с размерами больше критического, на которых начинают расти дендриты аустенита. При этом растворенный в близлежащих областях расплава избыточный углерод из этих областей вытесняется и в расплаве образуются области, обогащенные углеродом, где при наличии микрогруппировок графита создаются условия, необходимые и достаточные для образования зародышей его первичной кристаллизации.

По всей видимости, скорость переохлаждения расплава превышает скорость обезуглероживания расплава в результате роста первичного графита на зародышах первого этапа. При достижении определенного переохлаждения расплава начинается второй этап формирования зародышей графита аналогично тому, как это происходит в чугуне, модифицированном только ФС75.

Сопоставление характеристик графита (см. табл. 3) с диаграммами распределения количества частиц графита по диаметрам окружностей эквивалентной площади (см. рис. 4) приводит к выводу, что при использовании лигатур *1* и *3* образование зародышей графита на первом этапе кристаллизации происходит заметно активнее, чем при применении лигатуры *2*. При использовании лигатуры *2* значительно увеличивается количество мелкого графита, образующегося на втором этапе кристаллизации.

При применении лигатуры *1* в конечной структуре чугуна включения графита, зародившиеся на первом этапе кристаллизации, наиболее крупные. Это объясняется тем, что в структуре лигатуры *1* по сравнению с микроструктурой лигатуры *2* уже имеется [2] первичный графит со значительно более крупными включениями (до 55 мкм в диаметре), который может служить готовым центром кристаллизации, либо в значительной степени облегчает формирование новых центров кристаллизации графита в чугуне.

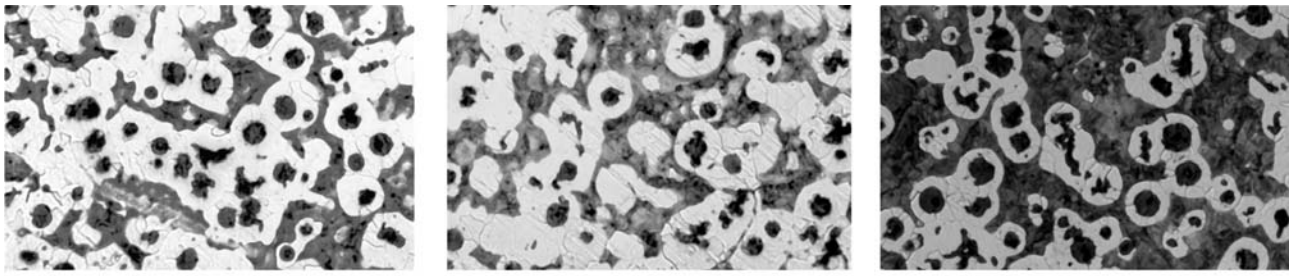
В структуре отливки лигатур *2* и *3* практически весь углерод находится в связанном виде и только часть углерода 0,06 % об. (менее 0,019 % мас.) находится в виде компактного графита с размерами включений до 9 мкм, причем более 30 % графита имеет размеры менее 1 мкм [3].

Однако микроструктура лигатур *2* и *3* принципиально отличается характеристиками матрицы. В микроструктуре лигатуры *3* значительно большее количество мелкодисперсных включений аустенита, которые способствуют более высокому переохлаждению расплава при кристаллизации. Кроме того, аустенит лигатуры *3* содержит большее количество углерода и никеля и является более стабильным, так как образовался при больших скоростях охлаждения и большей степени переохлаждения расплава, чем аустенит лигатуры *2*. Соответственно, при модифицировании расплава чугуна лигатурой *3* более стабильно и активно идет формирование зародышей аустенита, которое приводит к увеличению зародышеобразования графита.

Чугун, модифицированный опытными лигатурами, имеет в своей структуре компактный графит шаровидной правильной и неправильной формы, а также вермикулярной формы (см. рис. 3). При всех расходах лигатур наблюдается монотонное увеличение среднего значения фактора формы в последовательности лигатура *1* → лигатура *2* → лигатура *3*. Минимальный разброс по всем показателям среднего фактора формы (максимальная стабильность процесса модифицирования) наблюдается при использовании лигатуры *3* (см. табл. 3).

Повышение степени сфероидизации графита также объясняется влиянием первичной структуры лигатуры. Известно [2], что определяющим фактором сфероидизации графита является высокий уровень переохлаждения кристаллизующегося расплава. Аустенитный безмагниевый каркас матрицы лигатуры *1* [2], обладая высокой температурой плавления, способствует снижению переохлаждения из-за более длительного его расплавления, что проявляется в разблокировании растущей базисной поверхности включения шаровидного графита и активизации роста призматических граней пластинчатой формы (см. рис. 3, *а*), а также ферритизации матрицы.

У модифицированных лигатур *2* и *3* матрицу составляет легкоплавкая высокомагниевая эвтектическая структура [2], которая, не снижая величину пере-



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура чугуна, модифицированного ФС75 совместно с опытными лигатурами *1* (*а*), *2* (*б*), *3* (*в*). Травление ниталем. ×250

охлаждения (наличие в перлите чугуна сорбита), интенсифицирует процесс сфероидизации графита (см. табл. 3). Отметим, что несмотря на высокую долю перлита в чугуне, модифицированного лигатурой *3*, произошло укрупнение шаровидного графита (см. рис. 3, *в*) из-за снижения его количества в структуре чугуна (см. табл. 3).

Полученные данные свидетельствуют о том, что, несмотря на ввод ферросилиция совместно с лигатурой, определяющее влияние на направленность процессов кристаллизации и морфологию шаровидного графита оказывает микроструктура модификатора.

На рис. 5 (см. обложку) приведены распределения количества включений по геометрической характеристике формы графита – параметру формы (периметр включения, деленный на корень квадратный из площади включения).

Максимальный разброс значений фактора формы включений графита наблюдается при использовании лигатуры *1* (см. рис. 5, *а*), что является следствием особенностей ее структурного состояния и перераспределением сфероидизирующих элементов в компонентах матрицы [2].

Максимальный уровень сфероидизации графита достигается у чугуна, модифицированного лигатурой *3* (см. рис. 5, *б*), который наряду с глобулярными формами графита содержит большее количество вермикулярного графита (см. рис. 3, *в*).

Для определения долей перлита и феррита исследовали травленую микроструктуру образцов площадью около 1 мм^2 при увеличении ×100 (в соответствии со шкалой 6, А и Г по ГОСТ 3443–87). Характеристики перлита определяли на травленой микроструктуре изображений, полученных при увеличениях ×500 (дисперсность перлита в соответствии со шкалой 8 по ГОСТ 3443–87) и ×1000 (расстояние между пластинами феррита или цементита в перлите). В табл. 3 и рис. 6 (см. обложку) приведены результаты этих исследований.

Следовательно, изменение структуры модификатора влияет не только на морфологию графита, но и на формирование структуры перлита в чугуне.

Таким образом, результаты исследования подтверждают взаимосвязь микроструктуры применяемых в качестве модификаторов высокопрочного чугуна лигатур с микроструктурой получаемых чугунов. Измельчение микроструктуры модификаторов приводит к увеличению доли перлита, дисперсности перлита, изменению количественных и качественных характеристик графита.

Исследования подтверждают возможность оптимизации качества литых Fe–Ni–Mg–РЗМ-лигатур одного элементного состава по параметрам фазового состава и микроструктуры для повышения эффективности формирования механических свойств и структуры чугунов с шаровидным графитом, получаемых методом ковшевого модифицирования.

Оптимальным строением в качестве модификаторов высокопрочного чугуна лигатуры исследованного химического состава обладают при изготовлении их с модифицирующей обработкой расплава поверхностно-активными элементами и быстрым охлаждением в виде пластин толщиной 0,3 см.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Давыдов С.В., Панов А.Г.** Тенденции развития модификаторов для чугуна и стали // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 1. С. 3–11.

2. **Чугун:** справ. изд. / под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

3. **Панов А.Г., Давыдов С.В.** Исследование микроструктуры литых Fe–Mg–Ni-модификаторов на их ударную вязкость // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 2. С. 3–8.

4. **Панов А.Г., Корниенко Ан.Э., Корниенко А.Э.** Совершенствование технологии модифицирования чугунов с шаровидным графитом Mg–Ni–Fe-лигатурой // Литейщик России. 2009. № 3. С. 27–30.

5. **Уббелоде А.Р.** Расплавленное состояние вещества. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 376 с.

6. **Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др.** Жидкая сталь. М.: Металлургия, 1984. 208 с.

7. **Панов А.Г., Фарисов Р.Д.** Особенности технологии получения машиностроительных отливок переплавом стружки СЧ и ВЧШГ // Литейщик России. 2008. № 8. С. 32–35.

Алексей Геннадьевич Панов, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук,
davidov69@tu-bryansk.ru

УДК 621.785.36: 669.14.018.252

Б.М. Жолдошов, В.С. Муратов, М.С. Кенис
(Самарский государственный технический университет)

Особенности влияния форсированного охлаждения на распад аустенита в легированных сталях

Рассмотрены особенности охлаждения и распада аустенита для быстрорежущей стали Р6М5. На основе табличных данных построены уравнения регрессий, позволяющие вычислить температуры отдельных слоев в заданные моменты времени.

Some features of cooling and decomposition of austenite for high-speed steel R6M5 are considered. Regression equations for calculating the temperature of individual layers in given time are constructed on basis of tabular data.

Ключевые слова: аустенит; форсированное охлаждение; распад; отжиг; легирование.

Keywords: austenite; forced cooling; decomposition; annealing; alloying.

В ряде работ для определения возможности значительного сокращения длительности отжига быстрорежущей стали рекомендовано использовать многократные циклы нагрева и охлаждения вблизи точки A_1 [1]. В работе [2] изучено влияние режимов отжига на структуру и свойства быстрорежущих сталей. Показано, что скорость распада аустенита при изотермической выдержке существенно больше, чем при непрерывном охлаждении. Например, при изотермической выдержке при 730 °С стали 4Х5Ш5С, предварительно нагретой до 1030 °С, аустенит полностью распадается через 45 мин. При непрерывном охлаждении минимальная длительность, необходимая для распада, составляет 7 ч, что на порядок выше, чем при изотермической выдержке. Это требует регламентированной скорости охлаждения ~ 40 К/ч. При большей скорости распад завершится, при меньшей – получаются более грубые фазы.

На практике при проведении отжига 2-го рода высоколегированных сталей следует отдать предпочтение изотермическому распаду аустенита с последующим охлаждением на воздухе вместо рекомендуемой технологии охлаждения со скоростью ~ 20 К/ч в зоне минимальной устойчивости аустенита.

Покажем целесообразность проведения форсированного отжига легированных сталей по режиму: посадка в нагретую до 850...880 °С печь и изотермическая выдержка в течение 0,5...1 ч после выравнивания температуры по сечению → форсированное охлаждение на воздухе или в масле до температур Мн + (150...200) °С на глубину 1/6...1/10 толщины заготовки → посадка в другую печь с температурой 680...720 °С (близкой к температуре минимальной устойчивости аустенита) и выдержка при этой температуре в течение времени, необходимого для завершения превращения аустенита в перлит → выгрузка на воздух (либо охлаждение в масле).

Предложенный режим позволяет, во-первых, существенно (в 2–3 раза) повысить производительность печей, а во-вторых, резко сократить потери тепла.

Остановимся на особенностях форсированного охлаждения и распада аустенита легированных сталей. В большинстве случаев при пересадке деталей в печь для изотермической выдержки при 680...720 °С центральные слои сохраняют более высокую температуру, чем поверхностные. Поэтому после пересадки деталей происходит повторный перегрев поверхностных слоев выше температуры печи и задержка превращения А → П. Следовательно, охлаждение деталей должно осуществляться с высокими скоростями так, чтобы к моменту их пересадки приповерхностные зоны на глубине ~ (1/6...1/10)L_0 (где L_0 – толщина детали) достигали температур Мн + (150...200) °С в то время, как средняя температура детали сохранялась бы на уровне 700 °С. Это, во-первых, ускорит начало превращения А→П и повысит скорость отжига, что связывается с увеличением числа центров распада при переохлаждении аустенита и облегчением отвода теплоты А→П-превращения с границ растущей фазы.

По мнению авторов статьи, градиентное охлаждение дополнительно способствует распаду аустенита за счет наведения поля растягивающих напряжений в поверхностных слоях на начальных этапах охлаждения, а затем и в глубинных после выравнивания температуры.

Кроме того, в предлагаемой схеме охлаждения сведутся к минимуму тепловые потери, характерные для известных режимов обработки с предварительным подстуживанием всей массы металла в область ниже температуры минимальной устойчивости аустенита.

Для оценки особенностей влияния параметров предварительного охлаждения на скорость перлитного распада аустенита в процессе изотермической выдержки ниже A_1 были выполнены специальные эксперименты на стали Р6М5, в которых перед выдержкой варьировались (согласно рис. 1):

– температура аустенизации T_1 = 830, 870, 1100, 1200 °С, τ_1 = 7 мин;

– температура выдержки при T_2 = 830 и 870 °С, τ_2 = = 30 мин, после высокотемпературного нагрева до 1200 °С;

– температура кратковременного (τ_3 = 10, 15 мин) переохлаждения аустенита T_3 = 400 и 550 °С.

Анализ полученных данных показывает следующее.

Устойчивость аустенита при изотермической выдержке существенно зависит от температуры предварительной аустенизации T_1, причем эта зависимость немонотонная: минимальной устойчивостью обладает аустенит, полученный при T_1 = 870 °С, а максимальной – при T_1 = 1200 °С.

Переохлаждение аустенита, полученного при T_1 = = 1200 °С, в область температур T_3 = 400 и 550 °С приводит к

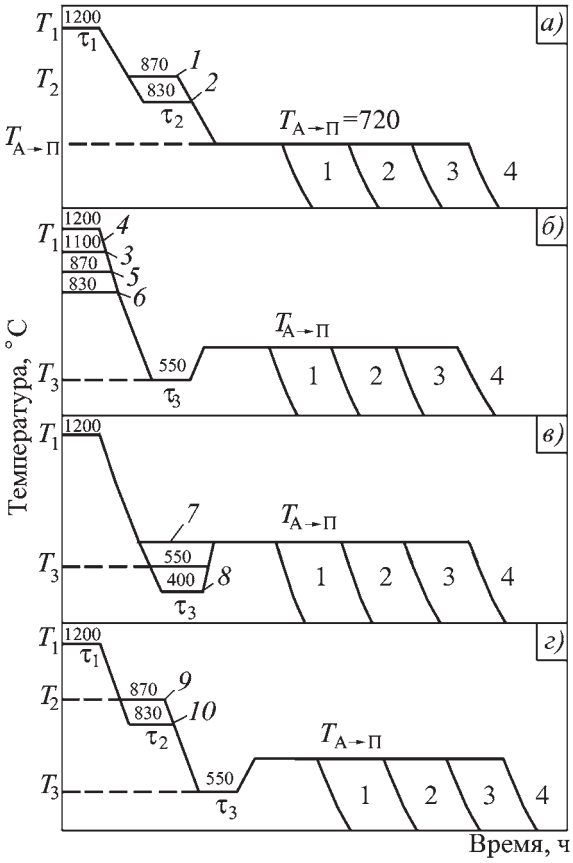


Рис. 1. Варианты предварительной обработки стали Р6М5 перед изотермическим превращением аустенита при $T_{А\to П}$ = = 720 °С:

а – изотермическая выдержка аустенита при T_2 = 830 и 870 °С; *б* – варьировалась начальная температура + переохлаждение до T_3; *в* – варьировалась начальная температура переохлаждения; *г* – выдержка при T_2 и T_3; 1–4 – время изотермической выдержки перед закалкой, ч

ускорению его распада при T = 720 °С, что согласуется с данными для конструкционных сталей. Однако и здесь, видимо, существует некоторая оптимальная температура переохлаждения аустенита (так, охлаждение до T_3 = 550 °С несколько эффективнее, чем до T_3 = 400 °С).

Температурная остановка при T_2 = 830 и 870 °С резко снижает устойчивость аустенита ниже A_1, вне зависимости от характера последующего охлаждения, однако скорость превращения А → К + П и в этом случае выше у переохлажденного до T_3 = 550 °С аустенита. Превращение А → К + П при обработке по вариантам *1*, *2*, *9*, *10* (см. рис. 1) идет не только по границам, но и в объеме зерна, причем центрами зарождения феррита являются границы карбидов.

Отсюда вытекает, что в случае проведения отжига непосредственно с температур конца литья или пластической деформации целесообразно осуществлять по схемам *9*, *10*, которые включают выдержку при T_2 = 830...870 °С, последующее градиентное охлаждение до T_3 и изотермическую выдержку.

В большинстве случаев отжиг осуществляется с нагревом до T_1 = 850...870 °С, поэтому остается лишь проведение переохлаждения стали до T_3. При практической реализации отжига необходимо отметить, что скорость охлаждения деталей при переносе из одной печи в другую должна быть по возможности более высокой, чтобы достичь большей степени переохлаждения поверхности по сравнению с центральными слоями и бóльших напряжений. В противном случае будет иметь место сравнительно однородное (безградиентное) охлаждение деталей.

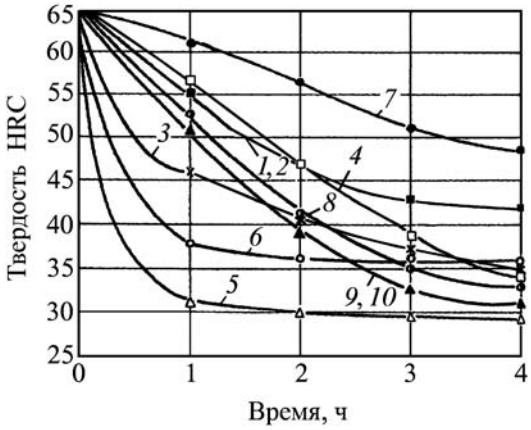


Рис. 2. Зависимость твердости от времени распада аустенита согласно обработке по режимам *1–10* (см. рис. 1)

Графики зависимостей твердости от времени распада аустенита согласно вариантам обработки *1–10*, приведены на рис. 2. Как видно из графиков, режим 7 (обычный изотермический отжиг) свидетельствует, что скорость распада аустенита мала, и процесс распада завершается через 7...10 ч. Режимы *5*, *6* характеризуются невысокой температурой нагрева аустенита перед отжигом, аустенит неоднородный, а также недостаточно растворены вторичные фазы в аустените, и поэтому распад аустенита идет легко на готовых центрах, однако эти режимы не позволяют получить необходимые однородности аустенита во всем объеме.

Для достижения такой однородности быстрорежущую сталь Р6М5 предварительно нагревали до 1200 °С, затем подстуживали до температуры 870 °С (режим *1*) или до 830 °С (режим *2*). Анализ показывает, что распад аустенита идет существенно медленнее чем по режимам *5*, *6*. Задержки при температурах 870 и 830 °С способствуют некоторому перераспределению элементов. Однако число центров распада существенно меньше по сравнению с режимами *5*, *6*. Вместе с тем совместная реализация выдержки при T = 870...830 °С с последующим переохлаждением до T = 550 °С (режимы *9*, *10*) приводит к значительному увеличению скорости превращения А → П.

Устранение задержки при T = 870 и 830 °С и применение большего переохлаждения аустенита до T = 400 °С (режим *8*) приводит к существенному ускорению распада аустенита по сравнению с режимами (*3*, *4*, *7*) и практически совпадает с режимами *9*, *10*.

В таблице представлены результаты расчета температуры отдельных слоев *n* деталей различной толщины *L* в средах с температурой *V* при варьировании коэффициента теплообмена *H*. Расчетные варианты взяты в соответствии с нелинейным центральным композиционным планом второго порядка. Номера слоев отсчитывали от поверхности (всего 20 слоев на полутолщине).

Из представленных данных видно, что в зависимости от выбранных параметров *L*, *V* и *H* можно получить различные градиенты и скорости охлаждения. Так, для L = 0,12 м, V =

Результаты расчета температуры отдельных слоев деталей при охлаждении

L, м	V, °С	H, Вт/(м^2·К)	Температура, °С, слоя n детали в расчетные моменты времени											
			250 с			500 с			900 с			1200 с		
			n = 5	n = 10	n = 15	n = 5	n = 10	n = 15	n = 5	n = 10	n = 15	n = 5	n = 10	n = 15
0,04	115	300	514	533	545	319	328	334	179	181	183	141	142	142
0,10	115	300	672	741	789	564	617	654	427	462	485	349	375	392
0,04	455	300	683	695	703	577	583	586	498	500	501	474	475	476
0,10	455	300	770	811	838	710	742	764	635	657	672	593	609	620
0,04	115	1000	254	271	281	139	141	143	125	125	125	120	120	120
0,10	115	1000	482	591	669	345	409	454	215	242	261	167	180	190
0,04	455	1000	541	552	559	473	475	477	465	465	465	465	465	465
0,10	455	1000	664	730	776	590	630	659	520	538	551	491	502	509
0,12	285	650	642	736	800	553	623	673	454	496	525	402	431	450
0,02	285	650	332	334	335	295	295	295	290	290	290	288	288	288
0,07	570	650	728	755	774	660	675	685	605	611	615	587	590	592
0,07	20	650	436	500	544	240	272	293	91	101	107	49	53	55
0,07	285	1300	487	539	575	368	388	401	303	307	310	291	292	293
0,07	285	50	850	860	867	814	823	829	761	769	774	724	731	736
0,07	285	650	577	625	658	446	471	487	343	352	357	311	315	318

= 285 °С и H = 650 Вт/м^2·К градиент составляет ~ 150 °С, в то время как для L = 0,02 м он не превышает 3...5 °С.

На основе табличных данных построены уравнения регрессий, позволяющие вычислить температуры отдельных слоев в заданные моменты времени τ. Например, для слоя n = 15 получено:

для τ = 250 с

$$T_{15} = 544 + 6154L + 0{,}28V - 0{,}57H - 3{,}6\cdot10^4 L^2 - 6{,}7\cdot10^{-6}V^2 + 1{,}8\cdot10^{-4}H^2 - 5{,}8LV + 2{,}7LH + 3{,}2\cdot10^{-4}VH;$$

для τ = 500 с

$$T_{15} = 389 + 4068L + 0{,}36V - 0{,}53H - 6458L^2\cdot10^{-4}V^2 + 3{,}3\cdot10^{-4}H^2 - 5{,}6LV - 5{,}95\cdot10^{-2}LH + 3{,}2\cdot10^{-4}VH;$$

для τ = 900 с

$$T_{15} = 267 + 2495L + 0{,}35V + 0{,}42H + 1{,}2\cdot10^4 L^2 - 1{,}6\cdot10^{-4}V^2 + 4{,}7\cdot10^{-4}H^2 - 3{,}8LV - 2{,}99LH + 2{,}2\cdot10^{-4}VH.$$

Эти и аналогичные уравнения позволяют рассчитать температуру выбранного на заданной глубине слоя в фиксированный момент τ, если заданы температура окружающей среды V и коэффициент теплообмена.

Режим отжига, описанный выше, был внедрен в кузнечном и ремонтно-инструментальном цехах КамАЗа, а также в металлургическом производстве ПО АвтоВАЗа. Приоритет разработки подтвержден А. с. 1381172 [3].

Таким образом, приведенные материалы свидетельствуют об эффективности использования избыточной свободной энергии, получаемой при форсированном охлаждении с повышенных температур промежуточных операций (литья и пластической деформации), для форсирования распада аустенита при отжиге и минимизации энергетических затрат при смягчающей обработке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смольников Е.А., Клоков В.И.** Ускоренный циклический отжиг быстрорежущей стали // МиТОМ. 1978. № 9. С. 43.

2. **Геллер Ю.А., Артюхов В.Ф.** Влияние отжига на свойства быстрорежущей стали // МиТОМ. 1976. № 11. С. 17.

3. **А. с. 1381172** (СССР). Способ обработки стальных заготовок / М.С. Кенис, Б.Ф. Трахтенберг, Т.М. Пугачева и др. Опубл. 1988. Бюл. № 10.

Белекбек Муратович Жолдошов, канд. хим. наук;
Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
muratov@sstu.smr.ru;
Михаил Семёнович Кенис, д-р техн. наук

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 12.04.2010 г. Подписано в печать 20.07.2010 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,99. Заказ 538. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.

Памяти Ирины Николаевны ЖЕСТКОВОЙ

(1937–2010)

23 èþíÿíà 74-ì ãîäó æèçíè ñêîí÷àëàñü Èðèíà Íèêîëàåâíà Æåñòêîâà – ãëàâíûé ðåäàêòîð èçäàòåëüñòâà "Ìàøèíîñòðîåíèå", ãëàâíûé ðåäàêòîð æóðíàëîâ "Ñïðàâî÷íèê. Èíæåíåðíûé æóðíàë", "Òåõíîëîãè è ñïàçêà â ìàøèíàõ è ìåõàíèçìàõ", çàì. ãëàâíîãî ðåäàêòîðà æóðíàëîâ "Âåñòíèêîìïüþòåðíûõ èíôîðìàöèîííûõ òåõíîëîãèé", "Ñíâîðêà â ìàøèíîñòðîåíèè è ïðèáîðîñòðîåíèè", "Óïðî÷íÿþù èå òåõíîëîãèè è ïîêðûòèÿ", ÷ëåí ðåäàêöèîííûõ ñîâåòîâ æóðíàëîâ "Çàãîòîâèòåëüíûå ïðîèçâîäñòâà â ìàøèíîñòðîåíèè", "Êîíòðîëü. Äèàãíîñòèêà".

Â 1963 ã È.Í. Æåñòêîâà çàêîí÷èëà ÌÂÒÓ èì. Í.Ý. Áàóìàíà ïîñëåäíèì ñòóäåíòîì "Ìàøèíûè òåõíîëîãèè ëèòåéíîãî ïðîèçâîäñòâà" ìåõàíèêî-òåõíîëîãè÷åñêîãî ôàêóë�òåòà è ñðàçóæåâ ïðèøëà íà ðàáîòó âèçäàòåëüñòâî. Íåðæèíûé ûé óì âñî÷åòàíèè ñäîáðîñîâåñòíûì îòíîøåíèåì êðàáîòå ïîçâîëèëè åé óæå ÷åðåç äâà ãäà ñòàòü ñòàðøèì ðåäàêòîðîì ðåäàêöèè "Ñïðÿ÷àÿ îáðàáîòêà ìåòàëëà", à åùå ÷åðåç òðè ãäà — íàó÷íûì ðåäàêòîðîì.

Â 1976 ã È.Í. Æåñòêîâó íàçíà÷èþò çàâåäóþùåé ðåäàêöèåé ñïðàâî÷íîé ëèòåðàòóðû. Ìîæíî áåç ïðóâåëè÷åíèÿ ñêàçàòü, ÷òî ñ Èðèíîé Íèêîëàåâíîé ðàáîòàë âåñü öâåòòåõí è÷åñêîé è íàó÷íîé èí òåëëèãåíöèè Ðîññèè. Ðàáîòàëè, öåíèëè è âïîñëåäñòâèè îñòàâàëèñü äðóçüÿì è àêòèâåì èêè, ïðåïîäàâàòåëè, ðóêîâîäèòåëè ïðåäïðèÿòèé è àñïèðàíòû.

Â 1983 ã È.Í. Æåñòêîâà óáîñòîåâ à ïî÷åòíîãî çâàíèÿ "Îòëè÷íèêïå÷àòè", â ýòîì æå ãîäó ïîëó÷èëà Ñåðåáðÿíóþ ìåäàëü ÂÄÍÕ çà ñïðàâî÷íèê "Èñïûòàòåëüíàÿ òåõíîëîãèÿ". Êíèãè, îòðåäàêòèðîâàííûå Èðèíîé Íèêîëàåâíîé, íå ðàç ïîëó÷àëè ìåäàëè ÂÄÍÕ.

Â 1996 ã È.Í. Æåñòêîâà ñòàëà æàâîûì ðåäàêòîðîì ðåäàêöèè ýíöèêëîïåäè÷åñêîé è ñïðàâî÷íîé ëèòåðàòóðû. Åþ áûëà çàäóìàíà è ïî÷òè ïîëíîþ âûïóùåíà â ñîâðåìåííîì êîìïüþòåðíîì âèäå ñïðàâî÷íèê "Ìàøèíîñòðîåíèå".

Ïîìèìî èçäàòåëüñêîé è ïðåïîäàâàòåëüñêîé ðàáîòû óñòàíîâëåíî ñâåäåíèå îáëàñòè ðàçâèòèÿ Èðèíû Íèêîëàåâíû áåñïðåäåëüíûõ òåõíè÷åñêîé ëèòåðàòóðû, êàê "Ñïðàâî÷íèê êîíñòðóêòîðà-ìàøèíîñòðîèòåëÿ" Â.È. Àíóðüåâà (òðè îì ìà), "Ìàðî÷íèêñòàëåé è ñïëàâî â", "Ñïðàâî÷íèêòåõíîëîãà-ìàøèíîñòðîèòåëÿ" (äâà îì ìà), "Îáù åòåõíè÷åñêèé ñïðàâî÷íèê", "Ñïðàâî÷íèê ìåòàëëèñòà" â ïÿòè îì ìàõ, "Âèáðàöèè â òåõíèêå" â øåñòè îì ìàõ, "Ñïðàâî÷íèêëèòåéù èêà" Í.Ä. Îðëîâà, Â.Ì. ×óðñèíà, "Ñëîâàðü-ñïðàâî÷íèê îì ìåòàí èçì à" À.Ô. Êðàéíåâà, "Ñïðàâî÷íèê îì ãæëüâàí îì ïî êðûòèÿì â ìàøèíîñòðîåíèè" Ï.Ñ. Ìåëüíèêîâà, "Ñïðåöèàëüíûå ñïîñîáû", "Íåðàçðóøàþù èé êîíòðîëü è äèàãíîñòèêà" ïîä ðåä. Â.Â. Êëþåâà, "Ñâàðêà, ðåçêà, êîíòðîëü" ïîä ðåä. Í.Ï. Àëåøèíà è ÃÃ ×åðíûøîâà â äâóõ òîì àõ, "Âàêóóì íàÿ òåõíîëîãèÿ", "Âàêûê è îïîðû ñîîäåæ íèêàì è êà÷åíèÿ. Êîíñòóêöèîííûé èåä è ðàñ÷åò" Î.Ï. Ëåèèêîâà è ì íîãåå äóóãåå ñïî ðàâî÷íèêè, íàó÷íî-òåõíèêåå èçäàíèÿ, ó÷åáíèêè è ó÷åáíûå ïîñîáèÿ äëÿ ïîäãîòîâêè ñïåöèàëèñòîâ â îáëàñòè ìàøèíîñòðîåíèÿ, ïðèáîðîñòðîåíèÿ, ìåòàëëóðãèè, àâèàöèîííîé è êîñìè÷åñêîé òåõíèêè, äâèãàòåëåñòðîåíèÿ.

Ïîä åå ðóêîâîäñòâîì âûïóñêàëèñü êíèãè ñåðèè "Áèáëèîòåêà êîíñòðóêòîðà", "Áèáëèîòåêà òåõíîëîãà", "Áèáëèîòåêà èíñòðóìåíòàëüùèêà", "Ñåðèÿ ñïðàâî÷íèêîâ äëÿ ðàáî÷èõ", ðÿä íàó÷íî-òåõíèêèõ æóðíàëîâ.

Äîáðîòà, îòçûâ÷èâîñòü, ïîðÿäî÷íîñòü, ïðîôåññèîíàëèçì è íåâåðîÿòíàÿ ýíåðãèÿ Èðèíû Íèêîëàåâíû ñíèñêàëè óâàæåíèå è ëþáîâü âñåãî êîëëåêòèâà èçäàòåëüñòâà è îãðîìíîãî ÷èñëà àâòîðîâ.

Ñâåòëàÿ ïàìÿòü î Èðèíå Íèêîëàåâíå Æåñòêîâîé íàâñåãäà îñòàíåòñÿ â íàøèõ ñðäöàõ. Ïàìÿòü î ïðêðàñíîì ÷åëîâåêå, ïðîôåññèîíàëå, íàó÷èâøåì åìó íàñ íåòëåíîé äîáðîñîâåñòíîñòè, è ëþáèòü îðóæèþ è êðóæàòü èõ.