ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 3 март 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
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.
ЕРШОВ М.Ю.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
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.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
ЛУТОВИНИНА О.Н.

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

Исмаилов Н.Ш. Особенности регулирования физико-механических и технологических свойств формовочных смесей . . . 3
Муравьёв В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Логвинов О.П. Влияние разделительных операций на дефектность поверхности кромок заготовок из титановых сплавов под сварку . . . 7

Кузнечно-штамповочное производство

Перетятько В.Н., Филиппова М.В., Климов А.В., Котлов Г.С., Федоров А.А. Шаровая заготовка . . . 17
Боташев А.Ю., Мусаев А.А. Разработка, исследование и создание двухкамерного устройства для газовой листовой штамповки . . . 20

Прокатно-волочильное производство

Мальцев И.М. Особенности строения температурного поля в межчастичном пространстве при электропрокатке металлических порошков . . . 24

Материаловедение и новые материалы

Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Особенности термоциклической обработки стали ШХ15 . . . 29
Жуков А.А., Новикова О.В. К вопросу усталостного разрушения рабочих лопаток ГТД . . . 32
Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Гадалов В.Н., Сальников В.Г., Романенко Д.Н. Влияние газолазерной резки на структуру и свойства машиностроительных сталей . . . 37
Сысоев О.Е. Влияние параметров траектории циклического нагружения на длительную прочность конструкционных материалов . . . 39

Информация

Чернышов Е.А., Евлампиев А.А., Гусева О.Б. Технологические особенности процессов и выбор систем восстановления свойств отработанного формовочного песка . . . 42
Пожарский А.В., Гулевский В.А., Мухин Ю.А., Пожарский Е.Д. Разработка режима оптимального нагрева крупных отливок сложной конфигурации при их термической обработке в камерной печи с выкатным подом . . . 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", 2012

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 3 March 2012

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
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.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialist
LUTOVININA O.N.

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

Ismailov N.Sh. Regulation of physical, mechanical and technological properties of moulding sands . . . 3
Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Lonchakov S.Z., Logvinov O.P. Influence of separating operations on presence of defects of edges surface of titanium alloy workpieces for welding . . . 7

Forging and Stamping Productions

Peretyat'ko V.N., Filippova M.V., Klimov A.V., Kotlov G.S., Fedorov A.A. Ball blank . . . 17
Botashev A.Yu., Musaev A.A. Development, reseach and construction of two-chamber device for gas sheet forming . . . 20

Rolling and Drawing Productions

Mal'tsev I.M. Features of temperature field structure in interparticle space during electrical rolling of metal powders . . . 24

Physical Metallurgy and New Materials

Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. Features of thermocyclic treatment for steel ShKh15 . . . 29
Zhukov A.A., Novikova O.V. To question of blades fatigue fracture . . . 32
Afanas'eva L.E., Barabonova I.A., Zubkov N.S., Gadalov V.N., Sal'nikov V.G., Romanenko D.N. Influence gas-laser cutting on structure and properties of machine-building steels . . . 37
Sysoev O.E. Study of alloy VT20 limiting states within acoustic emission parameters . . . 39

Information

Chernyshov E.A., Evlampiev A.A., Guseva O.B. Technological features of processes and choice of used moulding sand properties restoration systems . . . 42
Pozharsky A.V., Gulevsky V.A, Mukhin Yu.A., Pozharsky E.D. Formulation of appropriate heating mode for large complex-shaped castings under their heat treatment in batch bogie-hearth furnace . . . 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", 2012

УДК 621.742

Н.Ш. Исмаилов *(Азербайджанский технический университет, г. Баку)*

Особенности регулирования физико-механических и технологических свойств формовочных смесей

Рассмотрены методы и средства, позволяющие эффективно регулировать противопригарные свойства песчано-бентонитовых смесей на основе кварцевых песков и бентонитов Азербайджана. Установлено, что для этой цели можно применять широкий спектр различных отходов промышленности. Усовершенствована система автоматической стабилизации качества путем регулирования формуемости и сырой прочности единой смеси в серийном производстве чугунных отливок.

Ключевые слова: физико-механические, технологические свойства; формовочные смеси; влажность; содержание бентонита; регулирование прочности, газопроницаемости и формуемости; система автоматической стабилизации качества смеси.

Methods and means allowing effectively to regulate some technological property of sands on the basis of quartz sands and bentonites of Azerbaijan are considered. It is established that for this purpose can are applied wide spectrum of various industrial wastes. Quality automatic stabilization system mouldability and crude durability of unit sand in mass production of pig iron castings.

Keywords: physical and mechanical, technological properties; moulding sands; humidity; bentonite content; regulation of durability, gas permeability and mouldability; sand quality automatic stabilization.

Физико-механические и технологические свойства формовочных смесей играют важную роль при формировании качества отливок и поэтому в зависимости от назначения смеси регулируются различными специальными добавками. Например, для получения чугунных отливок с чистой поверхностью в состав смеси вводят различные противопригарные добавки, наиболее распространенной является каменно-угольная пыль. Установлено, что с помощью добавок каменно-угольной пыли предотвращается пригар на отливках массой до 80...100 кг при толщине их стенок 10...20 мм [1].

На отливках среднего развеса и толщины эффективность применения каменно-угольной пыли снижается, а расход ее увеличивается, что приводит к ухудшению технологических свойств смеси, загрязнению атмосферы литейного цеха и окружающей среды [2]. Поэтому поиск доступных формовочных материалов и усовершенствование технологии приготовления смесей для регулирования их физико-механических и технологических свойств имеет важное практическое значение.

В целях снижения пылевыделения и уменьшения неблагоприятного влияния на свойства единых смесей для чугунных отливок среднего развеса на судоремонтном заводе (г. Баку) взамен каменноугольной пыли использовали глиноугольные суспензии на основе местного Беглярского бентонита. Для поддержания вязкости суспензии на определенном уровне вводили понизитель вязкости ПУР (полифенол+угольный реагент) в количестве 0,1...0,5 % [3].

Для серийных чугунных отливок электротехнического назначения массой до 100 кг в условиях ОАО "Электроцентролит" (г. Баку) применяли продукт деароматизации нефти, имеющий выход пироуглерода 40 %, испытаны сажесмоляная пульпа – отход химического производства при получении ацетилена и этилена, а также бентонит контактной очистки – отход нефтеперерабатывающего производства [4]. Установлено, что их расход в смесях 1,5–2 раза меньше, чем каменного угля, а противопригарное действие эффективнее. Эффективное противопригарное действие оказывают добавки в единые ПБС около 1,0 % водного раствора хлорида кальция. Добавки хлорида кальция в ПБС, содержащего до 70 % оборотной массы, позволили значительно снизить пригар на отливках из стали 25Л массой до 150 кг [5].

В связи с дефицитностью крахмалита использовали его заменитель – *экструзионный крахмалореагент* (ЭКР) – отход переработки кукурузы, при этом его расход в зависимости от массы отливок составлял 0,15...0,5 %. Аналогичными свойствами обладал агримус – отход гидролиза кукурузной кочерыжки в присут-

ствии 0,5...1 % суперфосфата. Установлено, что применение ЭКР или агримуса в 2–3 раза снижает деформационные свойства смеси в зоне конденсации влаги, тем самым уменьшает вероятность возникновения пригара, ужимин и других поверхностных дефектов отливок судоремонта [6].

Таким образом, для регулирования некоторых эксплуатационных, особенно противопригарных, свойств ПБС на основе местных песков и бентонитов можно использовать широкий спектр специальных добавок, являющихся отходами различных отраслей промышленности республики. Однако регулирование технологических свойств смесей можно добиться изменением содержания влаги и продолжительности перемешивания составляющих. Экспериментально установлено, что для ПБС характерно наличие оптимальной влажности $W_{опт}$, при которой смеси имеют наилучшее сочетание физико-механических и технологических свойств [3, 4].

Зависимости прочности в сыром состоянии от влажности ПБС, содержащих 5 % различных видов глин приведены на рис. 1. Как видно, на всех кривых наблюдается максимум прочности при различной влажности, однако при этом смеси имеют низкую газопроницаемость и повышенную осыпаемость. Поэтому за оптимальную принята более высокая влажность (рис. 2, заштрихованная зона), при которой сохраняется наибольшая прочность и газопроницаемость. При такой влажности смесь имеет наилучшую формуемость и текучесть.

Для ПБС $W_{опт}$ составляет 4...5 %. Следующим фактором, определяющим необходимую влажность смеси, является содержание бентонита. Установлено, что чем больше в смеси содержание бентонита (рис. 3), тем выше ее прочность, но также больше и расход воды. Существенное влияние на содержание воды в смесях оказывают различные добавки, а также продукты деструкции составляющих. Количество образующихся неактивных продуктов и, соответственно, степень освежения смеси зависят от ее термической нагрузки, определяемой соотношением металл/смесь [5].

Предложен метод определения степени освежения основных компонентов смеси при различном соотношении металл/смесь с помощью номограмм. Такие номограммы получены для формовочных смесей со стабильной прочностью, которую выбирают, исходя из произ-

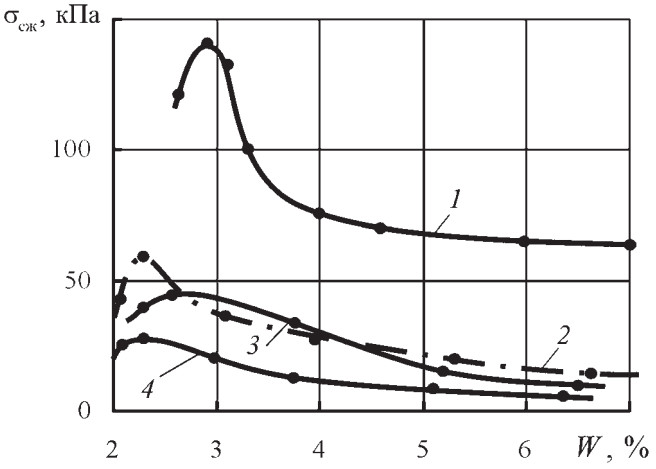


Рис. 1. Влияние влажности *W* на прочность $\sigma_{сж}$ сырых ПБС, содержащих 5 % бентонита (*1*), каолинита (*2*) и гидрослюды (*3*, *4*)

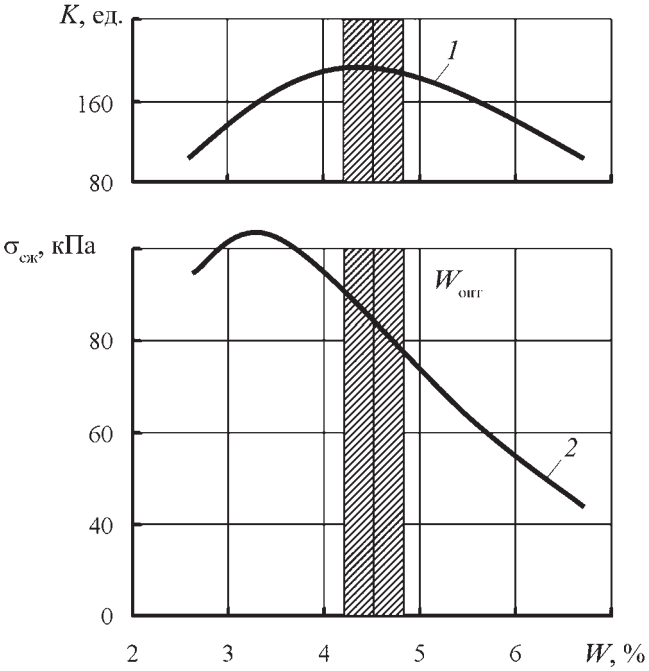


Рис. 2. Влияние влажности *W* на газопроницаемость *K* (*1*) и прочность $\sigma_{сж}$ (*2*)

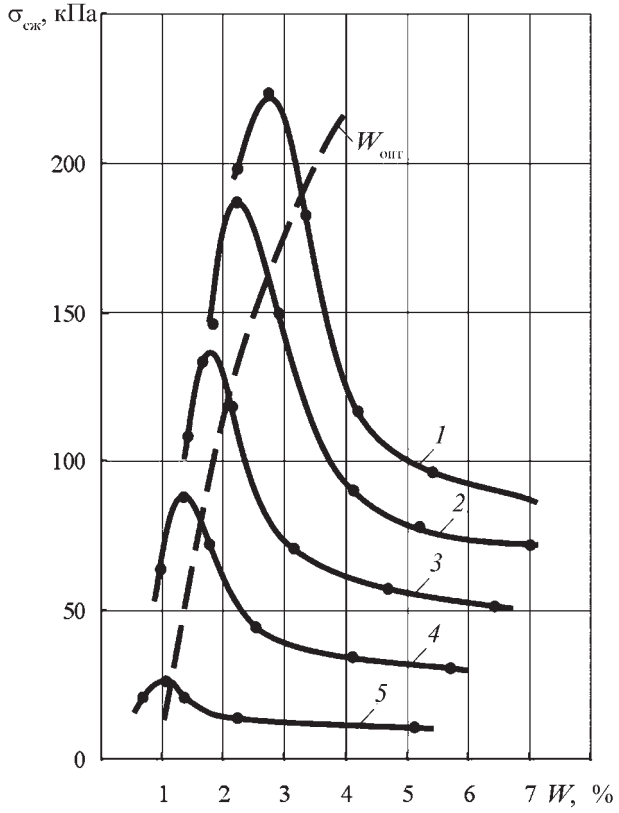


Рис. 3. Зависимости прочности $\sigma_{сж}$ смеси от влажности *W* при содержании бентонита, %:
1 – 10; *2* – 8; *3* – 6; *4* – 4; *5* – 2

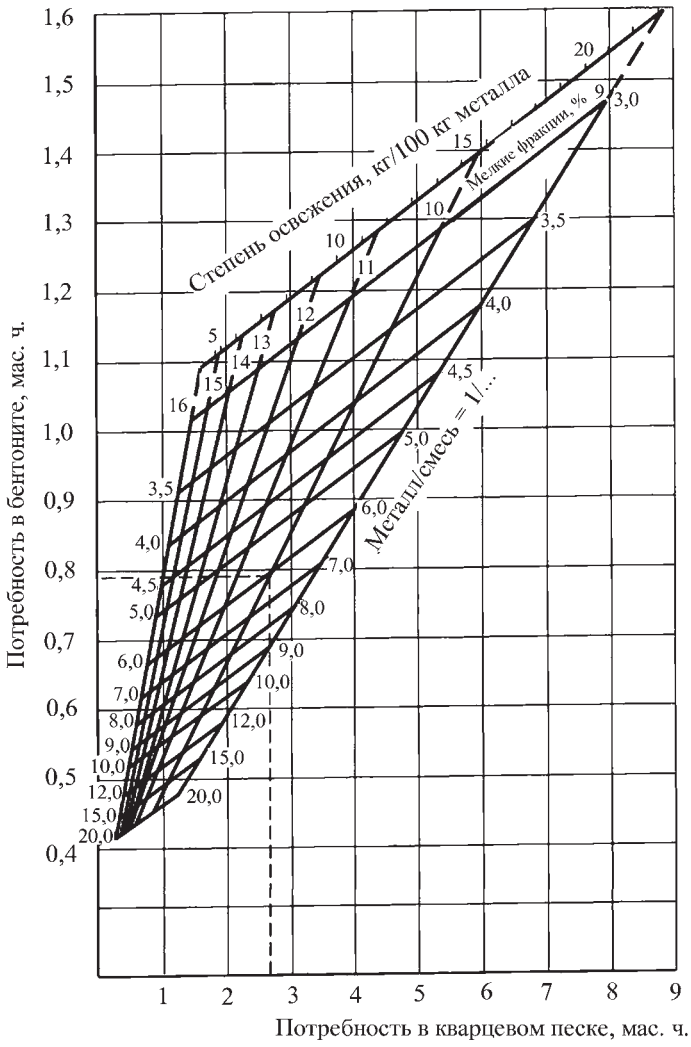


Рис. 4. Номограмма для определения степени освежения ПБС

водственных требований. На рис. 4 приведена номограмма для ПБС с прочностью во влажном состоянии до 0,2 МПа и насыпной плотностью 800 кг/м^3.

Задавая содержание неактивной глины, по номограмме можно определить необходимую степень освежения в зависимости от соотношения металл/смесь. Например, требуется приготовить смесь с прочностью 0,2 МПа при насыпной плотности 800 кг/м^3 и содержанием мелких частиц 13 %. Потери при прокаливании составляют 6 %. Тогда в общем содержании мелких фракций органическая часть составит 3 %, а остальные 10 % приходятся на неорганические частицы. При соотношении металл/смесь, равном 1/6, требуемое освежение по бентониту составит 0,48 %, по песку – 2,7 %. Степень освежения смеси 16 кг/100 кг металла.

Известно, что качество формовочных смесей зависит и от длительности перемешивания. Установлено, что время перемешивания тем продолжительней, чем больше содержание глины в смеси (рис. 5). Эксперименты показали, что результаты испытаний свойств смеси, приготовленной в лабораторных и в производственных условиях, заметно различаются (рис. 6). Более низкие свойства смесей в производственных условиях указывают на их неполную переработку, что приводит к повышенному расходу воды. Следовательно, качество приготовления смеси можно улучшить дополнительным перемешиванием в бегунах в течение 5 мин с последующим определением влажности и прочности.

Установлено, что оптимальная влажность смеси, определенная по кривым изменения прочности и газопроницаемости (см. рис. 2), находится в довольно широком интервале значений, что при серийном изготовлении форм недопустимо. Технологические свойства смеси (формуемость, текучесть, уплотняемость и др.), оказывающие решающее влияние на качество форм, очень чувствительны к изменению влажности, поэтому быстрое и достаточно точное определение интервала влажности, при котором смесь имеет наилучшие технологические свойства, имеет важное практическое значение [1].

Для обеспечения формуемости смесей применяют систему автоматического управления качеством, разработанную фирмой "Дитерт" [2]. Однако дальнейшее развитие систем стабилизации качества требует регулирования комплекса физико-механических и технологических свойств, особенно газопроницаемости, прочности, уплотняемости, влажности и температуры смесей.

На рис. 7 приведена схема системы автоматического контроля и стабилизации качества смеси с внесенными в нее усовершенствованиями в части управления содержанием бентонита. Положенный в основу работы этой системы принцип предполагает, что качество формовочной смеси можно регулировать в основном изменением содержания воды (индекс формуемости) и глины (прочность в сыром состоянии). Измерение газопроницаемости служит для оценки изменения зернового состава, а измерение температуры – для дозирования воды, восполняющей потери на испарение.

Система работает следующим образом: глина из бункера *1* поступает в питатель *2* и далее с помощью дозатора *3* подается в смеситель *4*. Проба смеси, отбираемая из смесителя, поступает в датчик – анализатор формуемости. Действие прибора основано на определении количе-

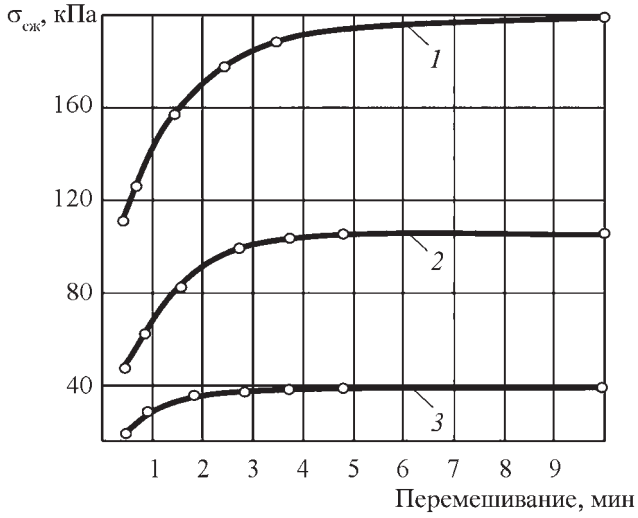


Рис. 5. Влияние длительности перемешивания ПБС на ее прочность $\sigma_{сж}$ при содержании бентонита %:
1 – 10; *2* – 5; *3* – 2,5

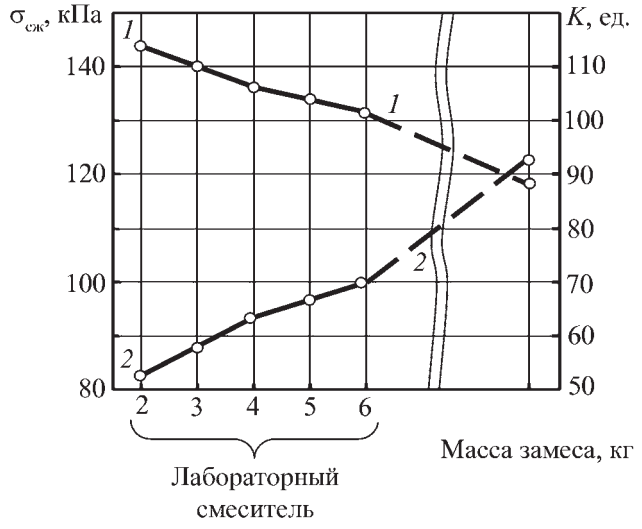


Рис. 6. Влияние массы замеса на прочность $\sigma_{сж}$ (*1*) и газопроницаемость *K* (*2*)

ства смеси, просыпающейся через последовательно расположенные три калиброванные щели, выполненные в вибрационном желобе.

По мере повышения связности смесь начинает просыпаться через щели лишь частично, а затем ее прохождение прекращается. Размеры щелей подобраны таким образом, что прохождение через них смеси прекращается поочередно, что применяется для получения с помощью фотодатчиков управляющих сигналов для последовательного перекрывания клапанов *7* и *8* подачи воды с большим (грубое регулирование) и малым (точное регулирование) расходом. При достижении заданной формуемости приготовленная смесь разгружается на конвейер *9*. Пробы готовой смеси отбираются в автоматический анализатор *10*, где проводятся измерение и регистрация свойств смеси.

Данные о прочности смеси на срез или сжатие используются для регулирования содержания связующего. При этом изменение количества связующего происходит только в том случае, если три из пяти образцов показывают данные, отличающиеся от заданных. В этом случае управляющее устройство *11* действует на дозатор *3*, изменяющий количества глины, подаваемого в смеситель.

Предложенное усовершенствование системы автоматической стабилизации качества смеси (на рис. 7 показано штриховой линией) заключается в том, что вместо сложной и громоздкой электромеханической системы воздействия на дозатор предлагается современная электронная система управления исполнительным устройством дозатора.

Следует отметить, что дальнейшее развитие систем автоматического регулирования качества требует создания АСУ технологическим процессом смесеприготовления, в которых использовались бы информация о колебаниях свойств и статистические данные за различные периоды времени работы системы.

Таким образом, регулирование физико-механических и технологических свойств, главным образом прочности, влажности, газопроницаемости и формуемости, может быть достигнуто совершенствованием системы автоматической стабилизации качества и созданием АСУ смесеприготовления с внедрением элементов информационных технологий.

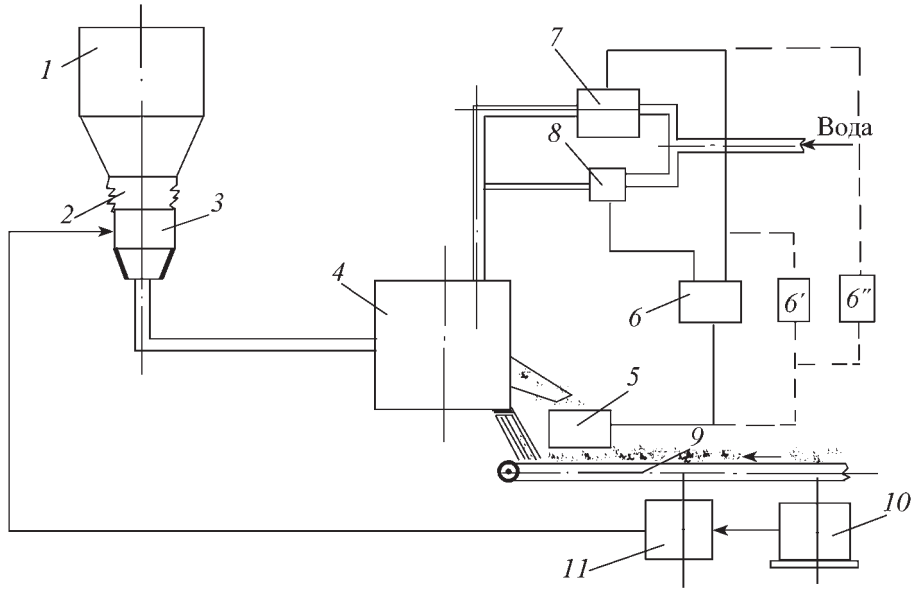


Рис. 7. Усовершенствованная система автоматической стабилизации качества ПБС: *1* – бункер; *2* – питатель; *3* – дозатор; *4* – смеситель; *5* – датчик формуемости (анализатор); *6* – регулятор формуемости (*6′* – грубое регулирование; *6″* – точное); *7* – клапан большого расхода воды; *8* – клапан малого расхода воды; *9* – транспортер (конвейер); *10* – прибор измерения и регистрации свойств смеси; *11* – регулятор содержания связующего

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуляев Б.Б., Корнюшкин О.А., Кузин А.Б.** Формовочные процессы. Л.: Машиностроение, 1987. 264 с.

2. **Дорошенко С.П. и др.** Формовочные материалы и смеси. Киев: Высшая школа, 1990. 415 с.

3. **Исмаилов Н.Ш.** Исследование возможности использования суспензий местных бентонитов в формовочных смесях // Техника. 2006. № 1. С. 45–49.

4. **Исмаилов Н.Ш., Абдуллаев М.М., Гасанли Р.К.** Разработка технологических процессов изготовления отливок автомобильных деталей: материалы МНТК "Проблемы машиностроения XXI века". Баку: Чашыоглы, 2001. С. 85–87.

5. **Исмаилов Н.Ш.** Пути устранения пригара на стальных отливках в массовом производстве // Техника. 2004. № 4. С. 51–55.

6. **Исмаилов Н.Ш.** Особенности процессов образования характерных дефектов отливок судоремонта // Научные известия. АГМА. 2007. № 5. С. 32–34.

Низами Шайлы оглы Исмаилов,
канд. техн. наук,
nizism@mail.ru

УДК 621.9.019; 621.791.948; 621.791.947.2

В.И. Муравьёв, П.В. Бахматов, С.З. Лончаков, О.П. Логвинов
(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)

Влияние разделительных операций на дефектность поверхности кромок заготовок из титановых сплавов под сварку

Приведены исследования влияния разделительных операций на дефектность поверхности заготовок из титановых сплавов под сварку. Показано, что параметры шероховатости Ra, Rz не в полной мере характеризуют качество сформированной поверхности раздела, необходимо учитывать глубину разрыхленного слоя с образованием в нем макро-, микро- и субмикротрещин, глубину растравливания, особенно по границам зерен, и глубину упрочненного слоя. Выявленные изменения дефектности поверхностного слоя титановых заготовок в зависимости от вида разделительных операций позволяют выбрать приемлемый метод для раскроя заготовок под сварку.

Ключевые слова: титановые сплавы; формирование кромки разрушением, травлением и плавлением; дефектность поверхностного слоя; шероховатость; химический состав; газонасыщение.

The research results of influence of separating operations on defectiveness of edge surface of titanium alloy workpieces for welding are given. It is displayed the roundness factors Ra, Rz does not fully characterize the quality of formed boundary surface. It is necessary to consider the expanded layer depth with macro-, micro- and submicrofissures formed inside, as well as etching depth especially as for grain junction lines, and hardened layer. The detected alterations of defectiveness of facial layer of titanium alloy workpieces depending on the type of separating operation allow selecting the reasonable method of welding workpiece cutting.

Keywords: titanium alloys; edge forming by disruption, etching and melting; defectiveness of facial layer; roughness; chemical composition; gas pickup.

Формирование поверхностного слоя стыкуемых кромок заготовок под сварку определяется методами их раскроя и последующей физико-механической обработкой. Последние создают в поверхностном слое заготовок определенные напряжения и упрочнение.

При изготовлении заготовок под сварку формируется определенный, свойственный каждому методу макро-, микро- и субмикрорельеф обработанной поверхности, характеризуемый стандартными параметрами шероховатости.

Цель настоящего исследования – выявить влияние разделительных операций на дефектность поверхности заготовки и возможность их сопоставления для выбора наиболее приемлемого метода подготовки заготовок под сварку.

Методика проведения исследований. Исследования различных видов разделительных операций и последующей обработки проводили на образцах из титанового сплава ВТ20. Исследовали качество поверхности образцов замером шероховатости на профилометре; изменение макро- и микроструктуры на оптическом микроскопе NEOFOT-21 и растровом электронном микроскопе "JEOL" JSM-5600; микротвердости на ПМТ-3М; химического состава на мобильном оптико-эмиссионном анализаторе "ARK-met" фирмы PPM-System и примесей газов – кислорода, азота на газоанализаторе ONH-2000 (фирма ELTRA); водорода – спектральным методом с применением низковольтного и импульсного разряда методом 3-х эталонов на спектрографе ИСП-51 в соответствии с ГОСТ 90034–81.

Результаты исследований. В настоящее время известно более 40 физико-механических методов обработки заготовок, каждый из которых влияет на качество поверхностного слоя. Влияние определяется механизмом разрушения и структурно-фазовыми изменениями в поверхностном слое.

Известно [1–4], что формирование поверхности раздела при изготовлении заготовок из конструкционных материалов по природе происхождения подразделяют на формирование: разрушением (все виды механической обработки); травлением (избирательное, диффузионное растравливание); плавлением (кристаллизация). Каждый вид сформированной поверхности по-разному влияет на образование поверхностного дефектного слоя.

Формирование поверхности раздела кромок заготовок разрушением. Традиционная обработка резанием (рубка на гильотинных ножницах, фрезерование, шлифование и др.) сопровождается процессами деформации, разрушения и удаления с поверхности частиц металла.

Процесс раскроя заготовок при резке на всех видах ножниц характеризуется отделением одной части заготовки относительно другой смещением в направлении, перпендикулярном к плоскости заготовки. Смещение в начальных стадиях характеризуется пластическим деформированием, но завершается обязательно разрушением. Верхний нож, опускаясь, надавливает на заготов-

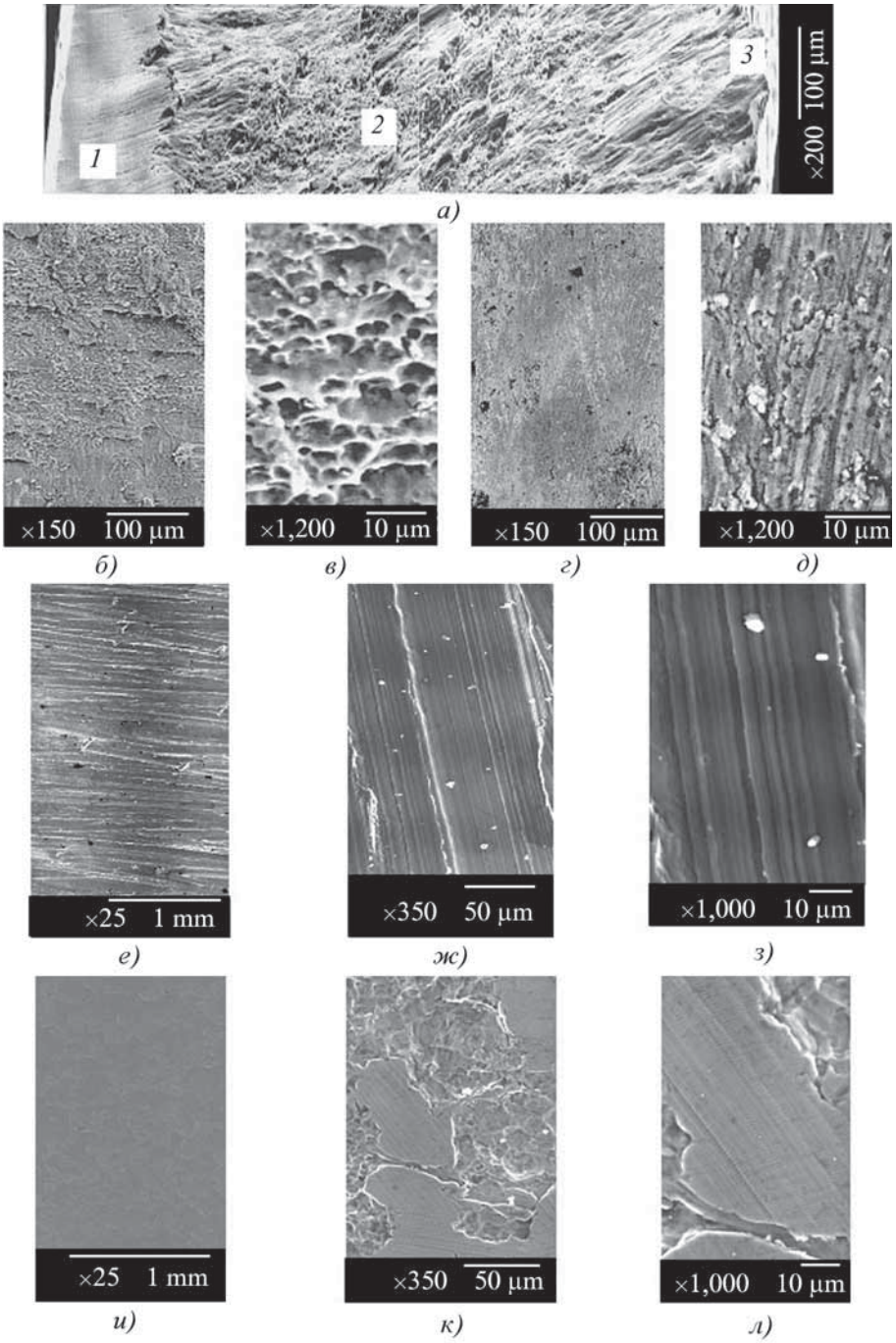


Рис. 1. Фрактограммы поверхностного макрорельефа образцов из сплава ВТ20: *а–в* – резка на ножницах гильотинного типа; *г*, *д* – фрезерование; *е–з* –шлифование; *и–л* – ультразвуковая пластическая деформация травленой поверхности

ку, вызывая последовательно упругое сжатие, пластическое сжатие, сдвиг и разрушение.

На срезанной кромке листа (рис. 1, *а–в*) четко выделяются две зоны: узкая блестящая полоска (зона *1*), соответствующая пластической стадии, и более широкая матовая зона разрушения (рис. 1, зона *2*, *б*, *в*). Блестящий поясок и шероховатая зона разрушения заканчиваются появлением заусенца (зона *3*). При зазоре между ножами, меньше оптимального, скалывающие трещины не совпадают, между ними образуется перемычка, которая, разрываясь, ухудшает качество кромки, увеличивается высота заусенцев (зона *3*).

На фрезерованной кромке листа видны следы пластической деформации и разрушения (рис. 1, *г*, *д*), а на зачищенной щетками поверхности кроме пластической деформации и разрушения наблюдаются следы наволакивания металла.

Известно, что разрушение металлов сопровождается уменьшением его плотности у поверхности излома за счет концентрации напряжений от скопления дислокаций около препятствий (включения, границы зерен и др.) и образование пор и микротрещин – разрыхления поверхностного слоя.

При механической обработке срезание тонких слоев материала с заготовки осуществляется путем пластической деформации и разрушения определенного слоя. В результате новая, только что изготовленная деталь в тонком приповерхностном слое уже имеет очаги разрушения в виде субмикротрещин (см. рис. 1). При шлифовании (полировании) тонких кромок, где в результате низкой теплопроводности материала могут возникать высокие местные температуры, появляются прижоги и мелкие микротрещины на поверхности.

Таким образом, указанные выше технологические операции приводят к нарушению целостности волокон металла, разрыхлению поверхностного слоя, образованию в нем растягивающих напряжений, созданию хаотичной, неоднородной микрогеометрии. Обработка давлением (пластическое деформирование обкаткой, ультразвуковая пластическая деформация (рис. 1, *и–л*)) кромок позволяет полностью устранить перечисленные недостатки. При этом целостность волокон металла сохраняется, происходит лишь передеформация приповерхностных слоев металла, их упрочнение (повышается микротвердость, образуются сжимающие напряжения), микрогеометрия упорядочивается, становится более однородной, а при вибронакатывании – регулярной, легко управляемой и оптимизируемой (см. рис. 1).

Формирование поверхности раздела кромок заготовок травлением. Особенностью формирования рельефа по-

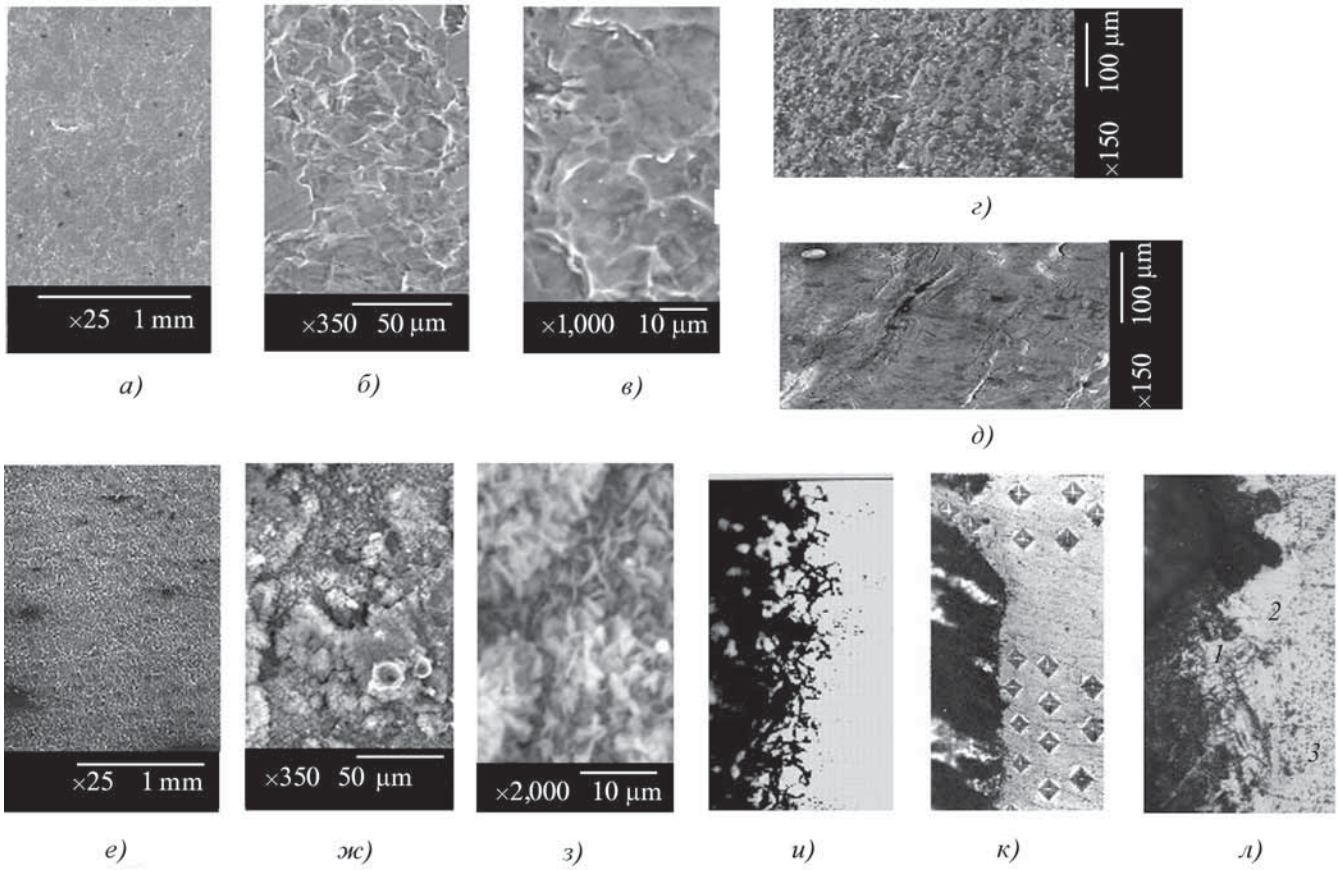


Рис. 2. Фрактограммы поверхностного макрорельефа образцов из сплава ВТ20:
а–в –травленая поверхность листа; *г* – проволоки; *д* – проволоки с микротрещинами; *е–з* – поверхность электроэрозионно-раскроенного (ЭЭР) листа; *и–л* – микроструктура и микротвердость листа (ЭЭР), *и* – ×320; *к* – ×400; *л* – ×800; *1* – частицы разрушенного эрозионно-упрочненного слоя; *2* – нетравящийся эрозионно-упрочненный слой; *3* – основной металл

верхности заготовок технологическими операциями химической, электрохимической, электроэрозионной обработкой является избирательность процессов травления и испарения. Последние обусловлены различной скоростью диффузии атомов и молекул по поверхности, по границам зерен, у дефектов различного уровня, кристаллической решетки и др. Электростимулирование приводит к ускорению этих процессов. Поэтому хаотичная микрогеометрия поверхности заготовок в этих процессах формируется в основном в результате растравливания, испарения и удаления металла преимущественно по границам зерен, микротрещинам и другим дефектам (рис. 2, *а–в*).

Параметр шероховатости образцов после перечисленных выше операций обработки составил Ra = = 0,1...0,2 мкм. Глубина рисок на проволоке (рис. 2, *г*, *д*) h = 0,07 мм.

Операция *электроэрозионной обработки* (ЭЭО) по интенсивности формирования поверхности заготовок существенно отличается от операций химической и электрохимической обработки (рис. 2, *е–з*).

Электроэрозионная размерная обработка основана на удалении материала заготовки электрическими импульсными разрядами, возникающими при пробое диэлектрических или слабопроводящих сред. Выделяющаяся при этом тепловая энергия производит локальное плавление и испарение материалов электродов. Выброшенный электродинамическими и газодинамическими силами из зон воздействия электрического разряда расплавленный и испаренный материал кристаллизуется в рабочей жидкости, образуя дисперсные частицы (шлам). Каждый электрический разряд удаляет с поверхности детали определенный объем материала.

На поверхности формируется тонкий (белый) слой с измененными физико-механическими и структурно-фазовыми свойствами (рис. 2, *и–л*). Микротвердость этого слоя составляет HV > 8500 МПа.

Высокие скорости нагрева и охлаждения в совокупности с фазовыми превращениями приводят к формированию в поверхностном слое остаточных напряжений растяжения. Остаточные напряжения возрастают с увеличением энергии импульса и его длительности и могут вызывать образование в поверхностном слое микротрещин, коробление тонкостенных деталей и другие нежелательные явления.

Параметр шероховатости при максимальной производительности: $Ra \approx 2{,}5$ мкм (в воде), $Ra \approx 1{,}25$ мкм (в

масле); минимальная глубина дефектного слоя: 3...10 мкм (в воде), 1...2 мкм (в масле).

Формирование поверхности раздела заготовок плавлением (кристаллизацией). Исследовали процессы формирования поверхности раздела заготовок: газокислородной резкой, плазменной резкой в азоте, газолазерной резкой в среде азота и гидроабразивной резкой. Эти методы раскроя условно можно отнести к безконтактным методам, поскольку отсутствует механический контакт используемого инструмента с раскраиваемой заготовкой.

Как видно из рис. 3, *а* качество раскроенных газокислородной резкой образцов из сплава ВТ20 очень низкое, кромки реза получаются очень неровными, по цветам побежалости зона термического влияния колеблется в очень широких пределах, достигая в отдельных участках глубины 5 мм. Полностью переплавленный металл испещрен многочисленными трещинами (рис. 3, *б–г*), которые пронизывают его насквозь.

В зоне реза развиваются высокие температуры (3000 °С) вследствие экзотермичности процессов взаимодействия титана с кислородом, азотом. В поверхностном слое четко прослеживается хрупкий слой, испещренный на всю глубину микротрещинами, пористый шлаковый слой в основном наблюдается на выходе газокислородной струи (рис. 3, *г*).

Микроструктура поверхностного слоя после газокислородной резки имеет с поверхности светлый нетравящийся слой с переходом к мелкоигольчатому строению в пластинах α-фазы (рис. 4, *б*), затем наблюдается зона глобулярного строения внутри зерна (рис. 4, *в*), затем пластинчатого строения внутри зерна (рис. 4, *г*) с постепенным переходом к глобулярному строению пластин основного металла (рис. 4, *д*).

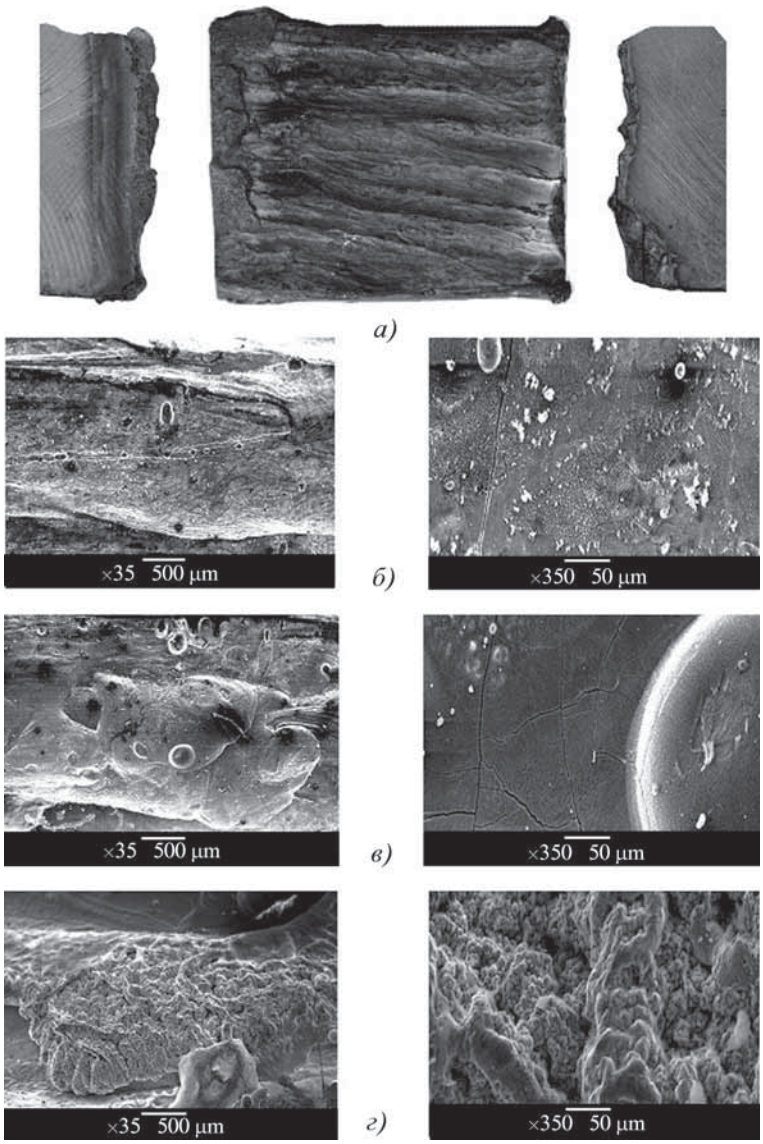


Рис. 3. Внешний вид (*а*) и фрактограммы поверхностного макрорельефа (*б–г*) образца сплава ВТ20 после газокислородной резки на входе (*б*), в середине (*в*) и на выходе газокислородной струи (*г*)

Микротвердость шлака, хрупкого слоя, газонасыщенного слоя и основного металла соответственно равна HV > 16300; 7000 и 2890 МПа.

Основным недостатком термической резки титановых сплавов с помощью устройств для газокислородной резки является образование на поверхности реза альфированного слоя, который характеризуется повышенным содержанием кислорода и высокой твердостью. Его удаление приводит к повышенному износу режущего инструмента и значительному увеличению трудозатрат при выполнении заготовительных операций. Такая технологическая схема процесса изготовления конструкций из титановых сплавов, основанная на термической резке с последующей трудоемкой механической обработкой кромок реза на глубину до 5...10 мм, характерна как для отечественной, так и зарубежной практики.

Для повышения качества резки применяют плазменно-дуговой процесс, основанный на использовании в качестве плазмообразующей среды технического азота и позволяющий избегать существенного газонасыщения металла в процессе резки. Исследования макроструктуры металла в направлении, перпендикулярном линии реза, показали, что глубина слоя со значительным изменением структуры металла вследствие газонасыщения в процессе резки существенно уменьшается по сравнению с газокислородной резкой (рис. 5). Измерения микротвердости металла, прилегающего к полости реза, позволили установить глубину замера по высоте (толщине) образца, она составляет 0,02...0,50 мм.

Из рис. 5 видно, что на входе плазменного луча расплавленный металл практически полностью выдувается (рис. 5, *а*), в центральной части реза видны закристаллизованные капли расплавленного металла (рис. 5, *б*), на выходе – сплошная зона расплавленного металла (рис. 5, *в*).

Микроструктура поверхностного слоя реза после плазменной резки (рис. 6) представляет собой

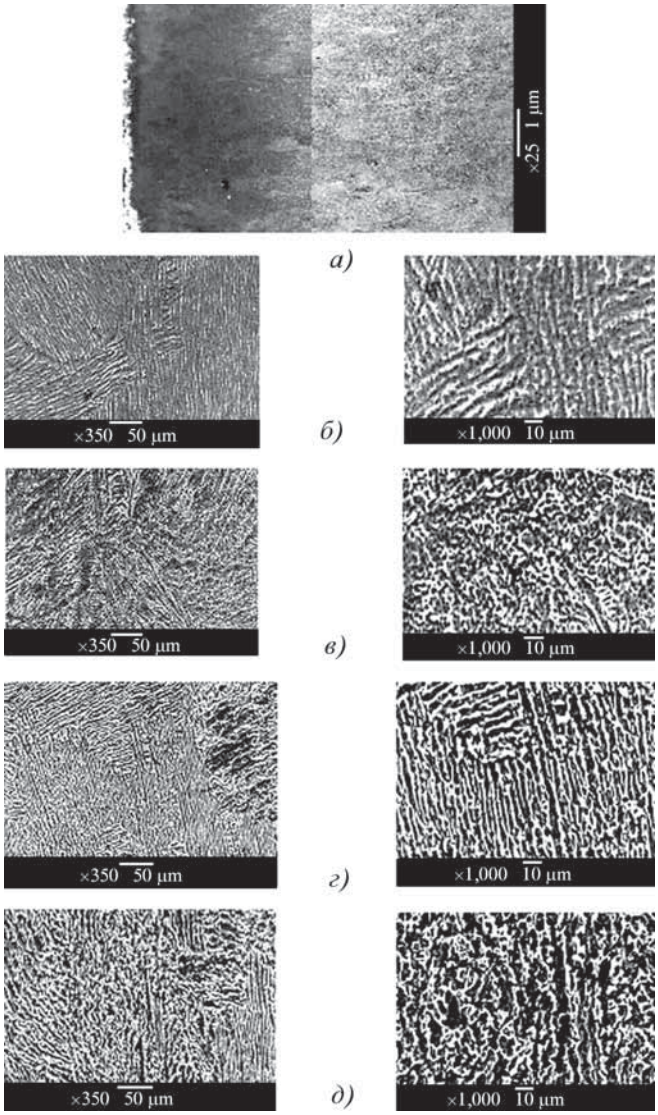


Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя после газокислородной резки:
а – общая глубина измененного слоя; *б* – приповерхностная зона; *в*, *г* – переходная зона; *д* – зона перехода к основному металлу

на удалении до 0,4 мм от края перекристаллизованный металл, имеющий строение игольчатой α-фазы (рис. 6, *а*). Затем следует участок частичной перекристаллизации, состоящий в основном из $(\alpha + \alpha_x)$-фазы (рис. 6, *б*). Заметного роста зерна не наблюдалось ни на одном образце. Общая глубина проработанного слоя, определенная с помощью металлографических исследований, составила от 1,5 до 2 мм. На входе режущей плазменной струи (верх) толщина альфированного слоя максимальная, на выходе

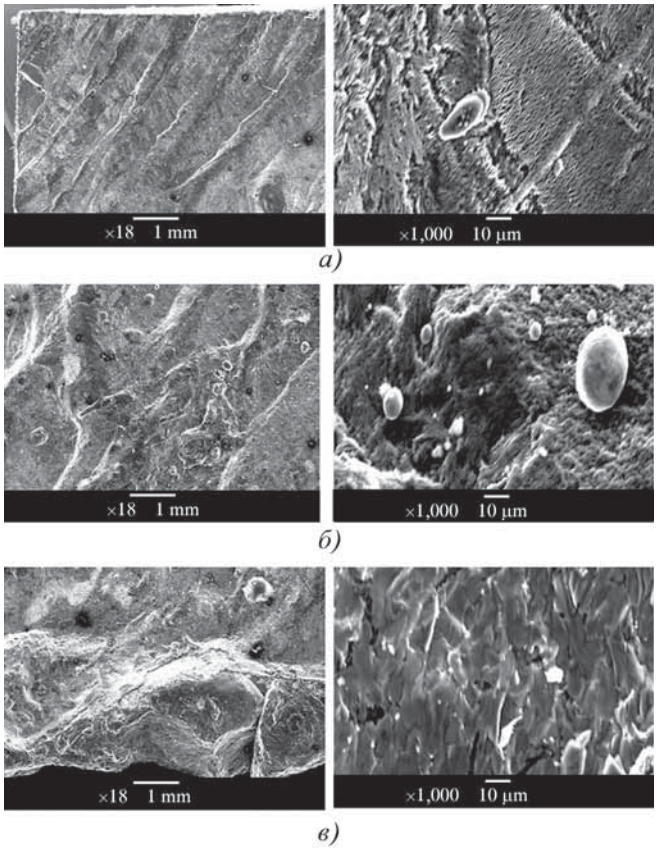


Рис. 5. Макроструктура поверхности образцов сплава ВТ20 после плазменно-дуговой резки на входе (*а*), в середине (*б*) и на выходе плазменного луча (*в*)

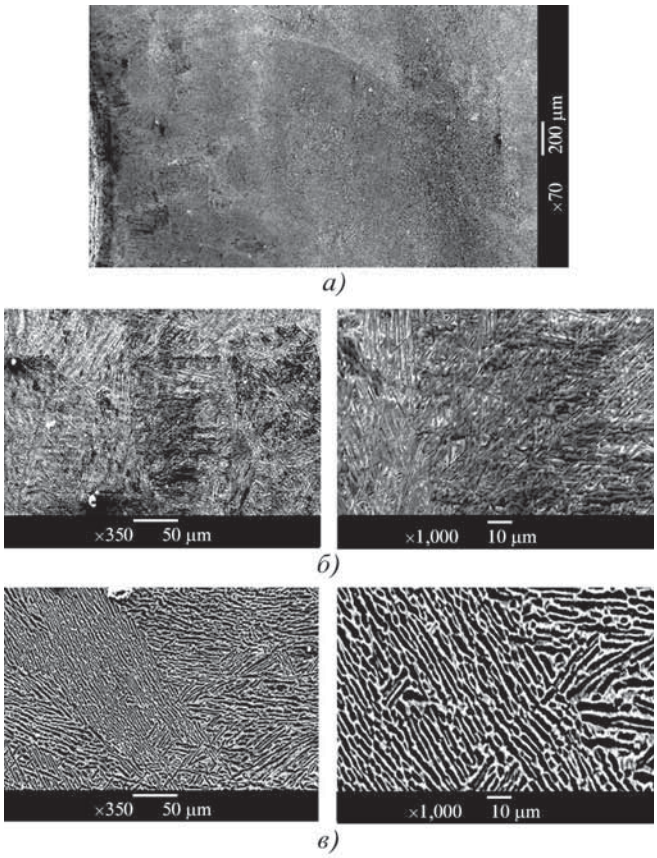


Рис. 6. Микроструктура образца сплава ВТ20, сформированная в процессе плазменной резки:
а – общая; *б* – зона плавления; *в* – в переходной зоне от ЗТВ к основному металлу

(низ образца) также прослеживается тенденция к его увеличению.

Одним из перспективных направлений является *газолазерная резка* (ГЛР) титана с использованием в качестве вспомогательного газа азота. Применение азота обеспечивает выделение в канале на поверхности разрушения дополнительной теплоты экзотермической реакции. Кроме того, на обрабатываемой поверхности металла появляется нитридная пленка, изменяющая тепловой баланс в канале реза вследствие изменения поглощающей способности материала. Нитридная пленка заметно влияет также на гидродинамику течения расплава, так как вязкость оксидов существенно превышает соответствующую вязкость для жидкого металла.

Вследствие протекания при ГЛР интенсивных тепловых и физико-химических процессов в зоне реза происходят существенные изменения фазового и химического состава металла, которые и определяют свойства заготовок.

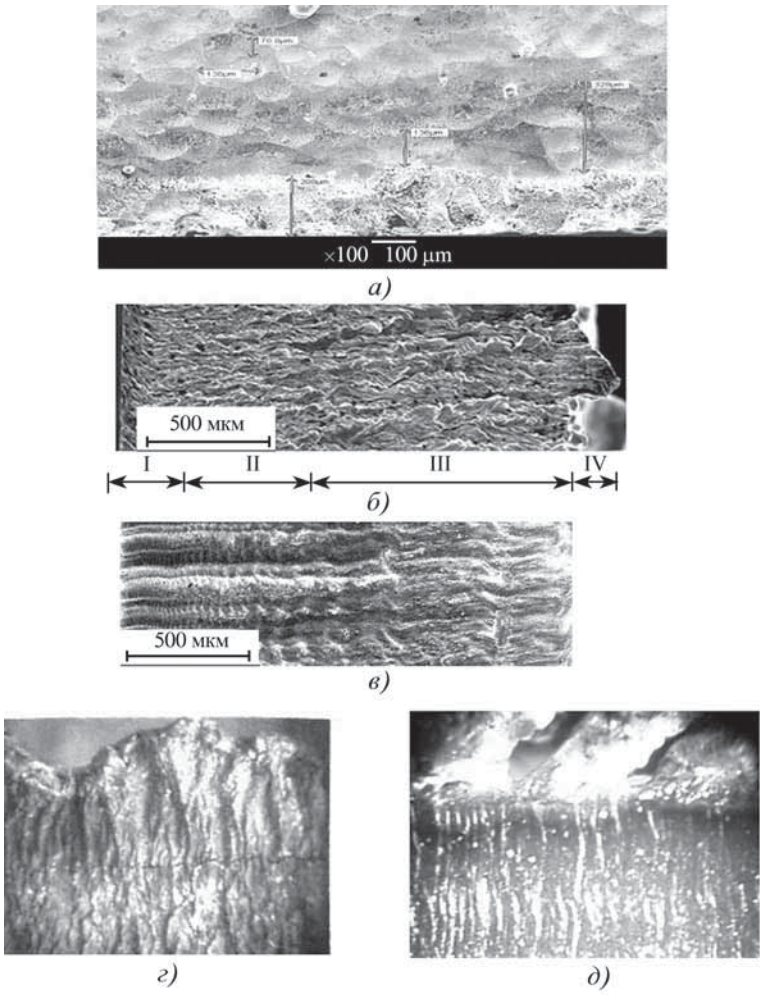


Рис. 7. Изменение макроструктуры у кромки реза сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (*а*), вид регулярного расположения бороздок на поверхности реза образцов сплава ВТ20 после ГЛР с использованием вспомогательного газа азота (*б*, *г*), аргона (*в*, *д*):
I – зона мелких бороздок на входе лазерного луча; II – зона бороздок средней величины; III – зона укрупненных бороздок на выходе лазерного луча; IV – грат на выходе лазерного луча

Раскрой образцов из листовых заготовок (толщина от 1,2 до 4 мм) сплава ВТ20 проводили на лазерной установке BYSTRONIC-BYSTAR 3015 с использованием технологического газа азота заводского производства 4,5, а также высокой чистоты аргона. Мощность лазерной установки 1800 Вт, а образцы изготовляли при 80 % от максимальной мощности лазерной установки. Давление газа на выходе составляло 1,3 МПа.

Как известно [4], существенные изменения в структуре сплава ВТ20 наблюдаются от температур 900...1000 °С, т.е. от температур рекристаллизации и полиморфного превращения. По данным рис. 7, *а* можно судить, что существенные изменения в структуре заготовок сплава ВТ20 после ГЛР на выходе лазерного луча составляют не более 0,14 мм при использовании газа аргона и не более 0,16 мм – при использовании азота. Общая глубина температурного воздействия составляет при использовании в процессе ГЛР аргона – 0,4 мм, азота – 0,45 мм.

Поверхность реза титановых образцов (рис. 7, *б–д*) имеет характерные для ГЛР регулярно чередующиеся бороздки, имеющие различную конфигурацию, у образцов, раскроенных в среде азота и аргона. Общим для них являются чередующиеся зоны, четко выделяющиеся различным наклоном к направлению обработки и шероховатостью.

С поверхности реза в процессе ГЛР образца титана в зоне разделения происходят процесс отрыва, отделение жидкой фазы от твердой в виде пленки до определенной толщины, способной сопротивляться давлению газовой струи, и затем – ее разрушение, т.е. чем медленнее скорость резки, тем большей ширины вытягиваемая пленка (рис. 7, *б*) для резки в азоте.

При ГЛР в среде аргона расплавленный металл с поверхности образцов вытесняется из зоны реза без образования промежуточной твердой фазы, и пленка выглядит в виде сглаженных зерен закристаллизовавшегося расплава (рис. 7, *в*).

Поскольку длительность локального нагрева участка металла до температуры плавления под воздействием лазерного излучения составляет $\tau_и > 10^{-7}$ с и примерно соизмерима со временем охлаждения канала реза до температуры окружающей среды, это приводит к формированию поверхности реза аморфной структуры, когда не успевают вырастать центры кристаллизации металл затвердевает как стеклообразная масса, в которой существует некий ближний порядок.

Пленка с аморфной структурой претерпевает процесс термической обработки, при воздействии лазерного луча происходит последовательное образование нового канала, и при этом в интервале температур кристаллизации осуществляется кратковременное тепловое воздействие на пленку предыдущего канала. В этих пленках создаются квазикристаллические и нанокристаллические структуры, как показано на рис. 8, из которого видно, что структура пленки смешанная: аморфная, кристаллическая и нанокристаллическая (фрагменты

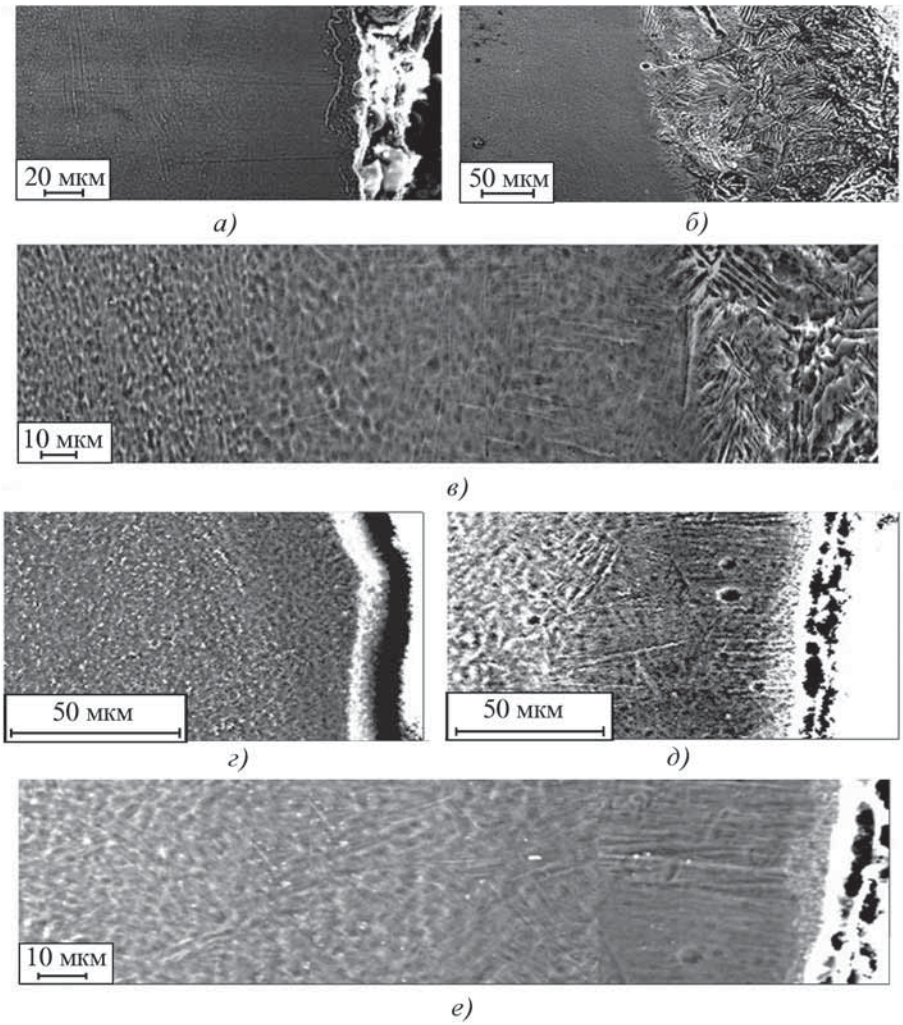


Рис. 8. Микроструктура сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (*а–в*) и аргона (*г–е*): в зоне выхода лазерного луча: *а*, *г*, *д* – поперечный срез; *б*, *в* – срез под углом 35°; *е* – срез под углом 30°

нанокристаллического мартенсита достигают значительных размеров), особенно на выходе лазерного луча, глубина ее 3...7 мкм. Прилегающая пленка ЗТВ имеет сложное многослойное строение из-за существенного различия температурного воздействия от температуры плавления 1668 °С до окружающей 25 °С (см. рис. 8), образуется игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна. Размеры игл в верхней части мелкие (7...10 мкм) затем переходят в крупные (20...25 мкм) и вновь уменьшаются (5...7 мкм) и исчезают при переходе к исходной структуре. Общая глубина ЗТВ составляет 35...40 мкм. Различия в значениях распределения микротвердости по глубине измененного слоя в образцах сплава ВТ20 после ГЛР как в азоте, так и в аргоне незначительные, что можно объяснить одним и тем же процессом упрочнения при высокой скорости охлаждения расплавленного металла (рис. 9).

Изменение содержания легирующих элементов для всех режимов ГЛР находится в пределах допуска для титановых сплавов в соответствии с ОСТ 1-90013–81. С поверхности на глубину около 2...3 мкм наблюдается отличное от сердцевины распределение легирующих элементов. Для алюминия и циркония наблюдается следующая закономерность: повышение от исходного содержания в поверхностном оплавленном слое, затем снижение от исходного содержания в переходной зоне и далее выравнивание до исходного. Для ванадия и молибдена зона повышенного содержания не обнаружена, наблюдается зона снижения и выравнивания до исходного содержания. Исследованиями газонасыщения поверхностного слоя образцов сплава ВТ20 после ГЛР как в азоте, так и в аргоне (табл. 1) существенного различия газовых примесей по сравнению с основным металлом не обнаружено. Значительное газонасыщение наблюдается в частицах грата.

Таким образом, газонасыщение, в частности азотом, при ГЛР образцов из сплава ВТ20 в среде азота практически не происходит.

При резке металла в режиме зависимой дуги края листов оказываются ровными, и структурные изменения наблюдаются в слое малой толщины. Толщина слоя обычно не превышает 0,15...0,20 мм.

Сфокусированное лазерное излучение, обеспечивая высокую концентрацию энергии, позволяет разрезать практически любые металлы и сплавы независимо от теплофизических свойств. Благодаря большой плотности мощности лазерного излучения обеспечивается высокая производительность процесса в сочетании с высоким качеством поверхностей реза. Компьютерное управление лазерным пучком позволяет осуществить лазерную резку по сложному контуру плоских и объемных

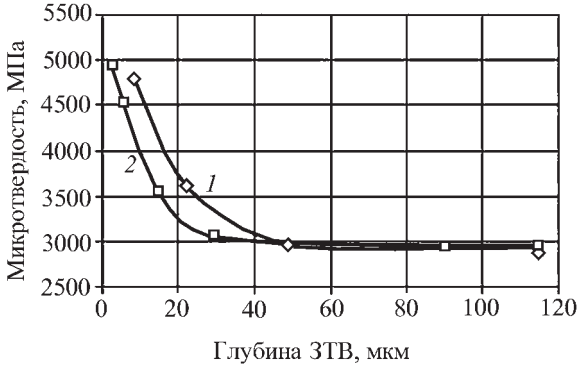


Рис. 9. Изменение микротвердости по глубине ЗТВ образцов сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (*1*) и аргона (*2*)

1. Содержание газовых примесей в частицах грата и поверхностном слое образцов из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота и аргона

Среда при ГЛР	Скорость резки, мм/мин	Содержание газовых примесей, %								
		Основной металл			Поверхность реза			Частицы грата		
		H_2	O_2	N_2	H_2	O_2	N_2	H_2	O_2	N_2
Азот	3000	0,0073	0,088	0,016	0,0053	0,073	0,013	0,012	0,122	3,65
Аргон	2500	0,0089	0,075	0,010	0,0067	0,075	0,013	0,0097	0,94	0,62

деталей и заготовок с высокой степенью автоматизации процесса.

Технологии резки водой (гидрорезка или гидроабразивная резка), лазерная резка и плазменная резка материалов имеют одну область применения и являются конкурирующими технологиями.

Важнейшим преимуществом технологии водоструйной резки перед другими видами обработки является отсутствие нагрева разрезаемых заготовок, т.е. отсутствие термического воздействия на материал, что исключает термические напряжения и деформации обрабатываемого материала. Кроме того, определенные материалы,

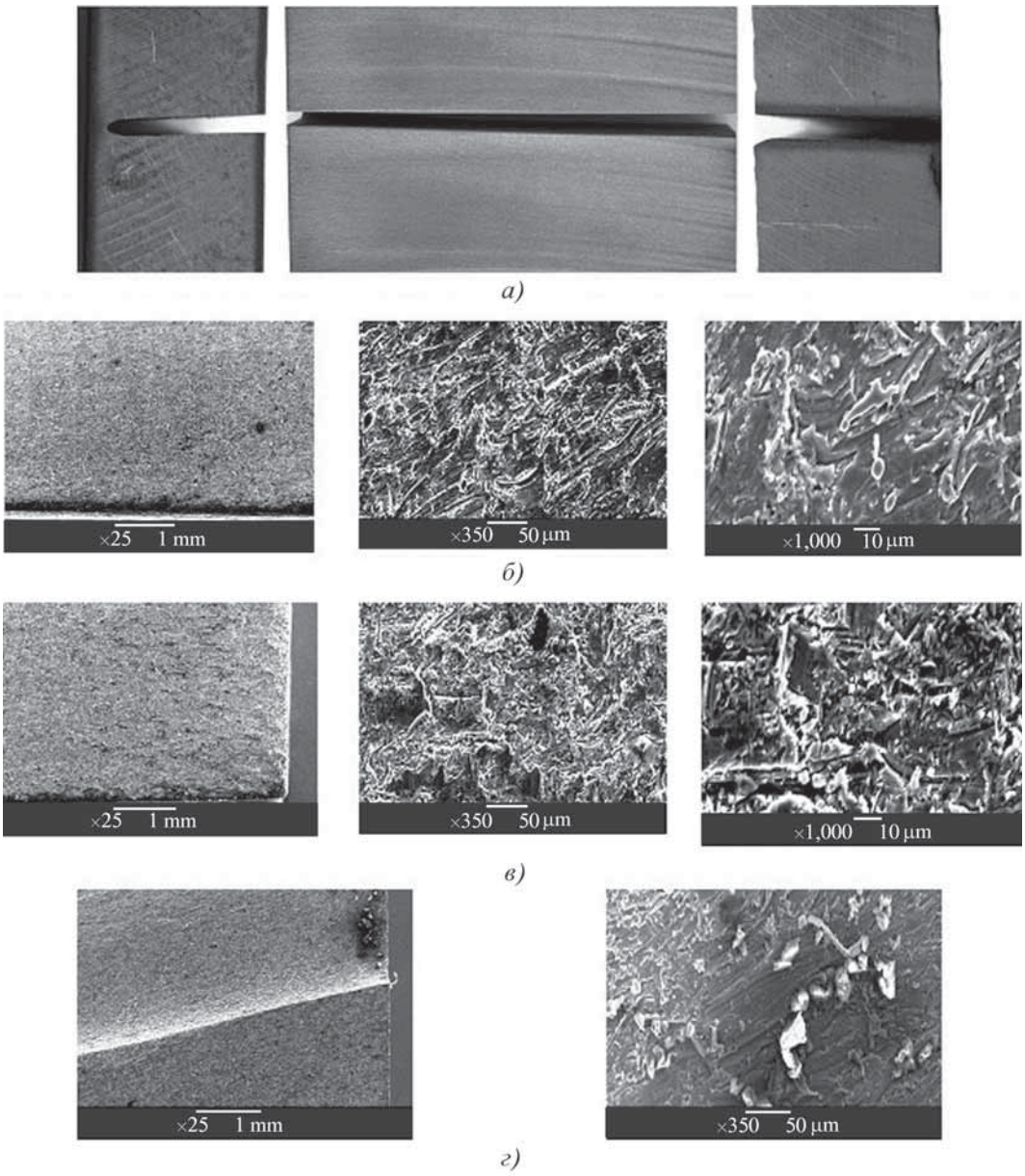


Рис. 10. Внешний вид (*а*) и фрактография поверхности реза образца после гидроабразивной резки (*б–г*)

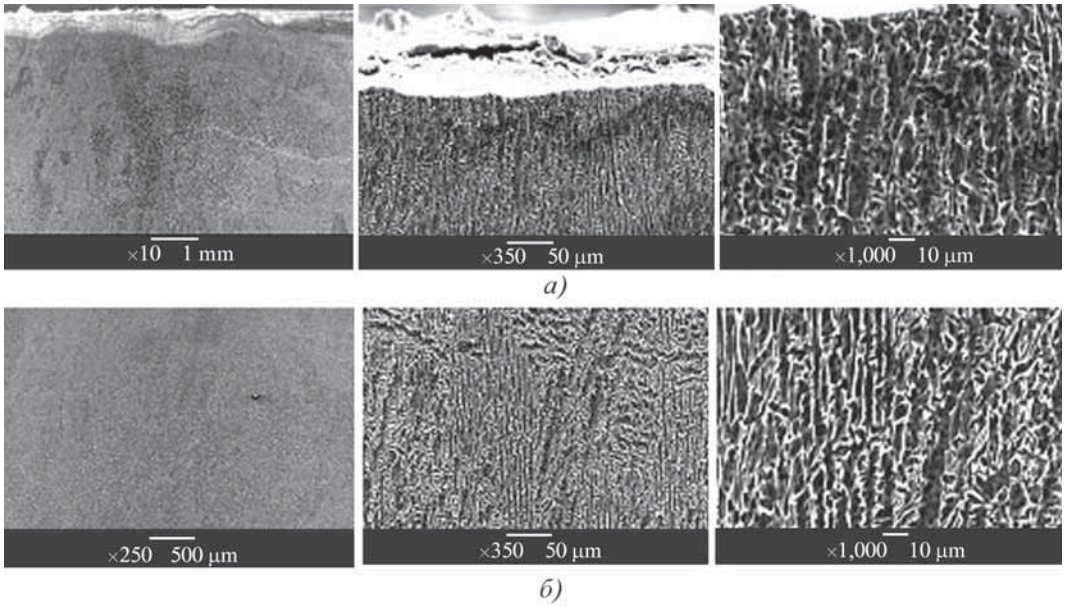


Рис. 11. Микроструктура поверхностного слоя после гидроабразивной резки с поверхности (*а*) и в зоне перехода измененного слоя к основному металлу (*б*)

прежде всего большой толщины, тоже не позволяют осуществлять эффективное резание с использованием термических процессов.

Струя воды не создает прямого давления на поверхность материала. Таким образом, несмотря на большую кинетическую энергию струи воды, отсутствует какая-либо деформация материала и высокоточная резка выполняется без появления неровностей кромки. Результатом являются резы очень высокого качества (можно получить финишную поверхность с *Ra* 3,8) (рис. 10) при соответствующем подборе режимов резки (скорости подачи и давления струи воды). Технология резки водой имеет еще одно неоспоримое преимущество – тонкая струя создает существенно меньшие потери материала по сравнению с традиционными процессами.

Исследованиями микроструктуры установлено, что поверхностный слой зоны реза практически не поддается травлению, глубина его неравномерная, повторяет рельеф поверхности и составляет 0,5...0,7 мм. За ним располагается зона, в структуре которой наблюдается наличие поперечных пластинок (рис. 11, *а*), постепенно переходящих в чисто пластинчатое строение (рис. 11, *б*).

2. Химический состав поверхности свариваемых образцов после различных видов раскроя

Вид раскроя	Легирующие элементы, %				Газовые примеси, %		
	Al	Mo	V	Zr	H_2	O_2	N_2
Гильотинные ножницы	6,6	0,78	1,08	1,72	0,0072	0,086	0,019
Чистое фрезерование	6,4	0,79	1,1	1,7	0,0083	0,083	0,017
Электроэрозионная обработка	6,8*/6,3	0,77/0,73	1,07/1,1	1,70/1,71	0,01/0,0079	0,16/0,082	0,017/0,018
Газокислородная резка	1,30/6,20	1,89/1,63	2,46/2,34	3,23/2,18	0,02/0,01	3,80/0,16	1,50/0,02
Плазменная резка	7,00/6,40	1,42/1,68	1,80/2,33	2,40/2,19	0,022/0,0046	0,12/0,073	0,28/0,036
ГЛР в среде азота	7,1...5,6/6,6	0,58...0,71/0,74	0,96...1,1/1,08	1,55...1,9/1,72	0,0053/0,0073	0,073/0,088	0,013/0,016
ГЛР в среде аргона	6,8...6,0/6,5	0,63...0,75/0,76	0,98...1,08/1,71	1,87...1,64/1,71	0,0067/0,0089	0,075/0,075	0,013/0,010
Гидроабразивная резка	5,23/6,54	2,03/1,60	2,68/2,39	2,30/2,21	>0,015/0,0032	0,23/0,05	0,08/0,027
Основной металл	6,32	1,65	2,30	2,21	0,0047	0,079	0,031

*В числителе указаны значения с поверхности образцов, в знаменателе – после удаления измененного слоя.

3. Параметр шероховатости поверхности и глубины разрыхленного слоя образцов после различных видов обработки

Вид обработки	Глубина разрыхленного слоя, мкм	Параметр шероховатости *Ra*, мкм	Глубина дефектного слоя, мм
Полирование	0,15	0,1	0,01
Чистовое шлифование	1,0	0,8	0,03
Шабрение	3,0	1,25	0,3
Чистовое фрезерование	6,0	3,2	0,5
Грубое фрезерование	8,0	6,3	0,8
Рубка на ножницах гильотинного типа	15	320 (*Rz*)	1...3
Ультразвуковая пластическая деформация	0	< 0,05	0
Травление	0,03	0,4	–
Электроэрозионная обработка	0,025	0,1	0,01...0,06
Поверхность металла шва	0	1,25	0
Газолазерная резка в азоте	0	3,2	0,5
Газолазерная резка в аргоне	0	2,5	0,3
Гидроабразивная резка	0	3,8	0,1
Плазменная резка в азоте	0	6,3	0,5
Газоплазменная резка	0	> 320 (*Rz*)	3...5

Сравнительные исследования химического состава и газонасыщения поверхности и сердцевины заготовок показали (табл. 1, 2), что все виды раскроя приводят к изменению химического состава и газонасыщения с поверхности по сравнению с основным металлом. Минимальные изменения наблюдаются при ГЛР заготовок в среде азота и аргона (допустимые требованиям ТУ) и гидроабразивной резке (недопустимые требованиям ТУ по содержанию кислорода и азота в поверхностном слое).

Как видно из данных табл 3, параметр шероховатости (*Ra*, *Rz*) не в полной мере характеризует качество сформированной поверхности раздела, необходимо учитывать глубину разрыхленного слоя с образованием в нем макро-, микро- и субмикротрещин и глубину растравливания, особенно по границам зерен.

Выводы

1. Разделительные операции изготовления титановых заготовок под сварку по-разному влияют на дефектность поверхностного слоя.

2. Формирование кромок заготовок разрушением (все виды механической обработки) приводят к нарушению целостности волокон металла, разрыхлению поверхностного слоя, созданию хаотичной, неоднородной микрогеометрии без изменения химического состава и газонасыщения с максимальной глубиной дефектного слоя при раскрое на гильотинных ножницах и минимальном изменении поверхностного слоя при пластической деформации с возможным созданием регулярной микрогеометрии.

3. Формирование кромок заготовок травлением приводит к избирательному процессу травления и испарения по границам зерен. При этом ЭЭО вызывает увеличение микротвердости и газонасыщения.

4. Из методов формирования кромок заготовок плавлением максимальную глубину измененного поверхностного слоя не только по шероховатости, но и по химическому составу и структуре вызывает газокислородная резка 3...5 мм (особенно на выходе факела). Минимальные изменения наблюдаются при ГЛР заготовок в среде азота и аргона (допустимые требованиям ТУ) и гидроабразивной резке (не допустимые требованиям ТУ по содержанию кислорода и азота в поверхностном слое).

5. Изменения дефектности поверхностного слоя заготовок в зависимости от вида технологических операций раскроя и обработки позволяют выбирать приемлемый метод для раскроя и обработки заготовок под сварку. Параметр шероховатости (*Ra*, *Rz*) не в полной мере характеризует качество сформированной поверхности раздела.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Редчиц В.В., Фролов В.А., Лукин В.И., Казаков В.А.** Пористость при сварке цветных металлов. М.: Издательский центр "Технология машиностроения", 2002. 448 с.

2. **Муравьёв В.И.** Проблемы порообразования в сварных швах титановых сплавов // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 7. С. 30–37.

3. **Матвеенко Д.В., Муравьёв В.И.** Исследование зависимости уровня дефектности шва и свойств сварных титановых конструкций от вида раскроя заготовок под сварку // Сварка. Диагностика. 2011. № 1. С. 26–30.

4. **Процессы** упорядочения структурной неоднородности конструкционных материалов при изготовлении изделий / В.И. Муравьёв, П.В. Бахматов, Б.И. Долотов, Р.А. Физулаков, А.В. Фролов // Ученые записки КнАГТУ. 2011. № 1 1(5). С. 43–54.

Василий Илларионович Муравьёв, д-р техн. наук,
office@knastu.ru;
Павел Вячеславович Бахматов, канд. техн. наук;
Сергей Зиновьевич Лончаков, канд. техн. наук;
Олег Петрович Логвинов

УДК 621.735

В.Н. Перетятько, М.В. Филиппова, А.В. Климов*, Г.С. Котлов, А.А. Федоров
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
** ОАО "Гурьевский металлургический завод")*

Шаровая заготовка

Для штамповки осесимметричных поковок предложено использовать шаровую заготовку. Статистическими методами исследовано отклонение массы шаровой заготовки от номинального развеса, а также рассмотрены вопросы ориентации шара при его штамповке. Установлено, что колебания массы шаровой заготовки незначительны и ее можно применять для безоблойной штамповки с любым расположением полюсов отрыва.

Ключевые слова: штамповка; шаровая заготовка; прокат; резка металла; качество заготовки; ориентация заготовки; безоблойная штамповка.

Ball billet can be applied for press forming of axial-symmetric forged pieces. Investigation of mass deviation of the ball billet from the nominal weighing has been carried out as well as the issues concerning the ball orientation during its forming. It has been stated that the mass fluctuations are insignificant and it can be used for flash-free molding with any arrangement of poles of detachment.

Keywords: stamping; ball blank; rolling; metal cutting; quality of billet; orientation of workpiece; accurate punching.

При разработке новых технологий штамповки необходимо решить задачу получения изделия с высокими показателями качества и минимальными затратами на их освоение. Решение этой задачи связано с выбором формы и размеров заготовки. Применение заготовки оптимальной формы значительно повышает коэффициент использования металла и точность поковок. Поэтому, изменяя форму заготовок, можно управлять качеством изделий.

Металлургические заводы производят сортовой прокат диаметром 20...200 мм в виде штанг длиной 3000...6000 мм, которые для получения готовых изделий разрезают на мерные длины [1]. Традиционные способы получения заготовок отрезкой металла от прутка характеризуются следующими недостатками:

– резка металла сопровождается колебанием массы заготовки за счет припусков на сортовой прокат и неточности получения необходимой длины заготовки при резке на пресс-ножницах из-за припусков на резку;

– при резке металла на пресс-ножницах происходит искажение геометрии торцов заготовки и нередко по торцам заготовки возможны трещины и сколы;

– отрезанные цилиндрические заготовки необходимо строго ориентировать в штампе, что сокращает возможности автоматической работы кузнечного оборудования.

В зависимости от номинального диаметра прутка максимальный допуск по массе для прутков одинаковой длины 100 мм составляет +4,04 и –4,94 % [2]. Отклонение отрезаемой длины зависит от способа резки и при резке на пресс-ножницах равно 3...5 мм [2].

Согласно расчетам автора [2] при резке прутка диаметром 75 мм на заготовку длиной 202 мм отклонение по длине составляет 4,8 мм и отклонение по массе 7 %; при резке прутка диаметром 100 мм на заготовку длиной 113 мм отклонение по длине заготовки равно 4,9 мм и отклонение по массе 9,7 %.

Таким образом, в связи с большими отклонениями по массе заготовку после резки на пресс-ножницах можно использовать только для штамповки с облоем в открытых штампах. При этом уменьшается коэффициент использования металла, увеличивается трудоемкость последующей механической обработки и ухудшается качество готовых изделий. Поэтому поиск других форм заготовок, которые уменьшили бы негативные явления, сопровождающие штамповку цилиндрических заготовок, актуален.

Одним из таких перспективных направлений является штамповка осесимметричных деталей (шестерни, диски, ролики и др.) из шаровых заготовок. Небольшое удорожание шаровой заготовки по сравнению с цилиндрической заготовкой компенсируется следующими преимуществами:

– шаровая заготовка имеет большую точность по массе, что создает возможность для безоблойной штамповки;

– при штамповке из шаровых заготовок не требуется ориентации при подаче их в штамп.

В работе исследовали качество шаров диаметром 90 мм, полученных поперечно-винтовой прокаткой на шаропрокатном стане ОАО "НКМК", и шаров диаметра-

ми 50 и 125 мм, полученных прокаткой в ОАО "Гурьевский металлургический завод". В связи с неоднородностью материала и отклонениями в режимах технологии производства масса прокатанных шаров может быть различна. Величина возможной ошибки зависит от объема испытаний (количество образцов). При определении минимального необходимого объема испытаний n следует исходить из цели предстоящих испытаний. Если испытания проводят для оценки математического ожидания характеристик механических свойств или массы изделия (заготовки), то объем испытаний в предложении нормального распределения определяется по формуле [3]

$$n = \frac{\gamma^2}{\Delta_m^2} z_{1-\alpha/2}^2 \qquad (1)$$

или

$$n = \frac{z_{1-\alpha/2}^2}{\delta_m^2}, \qquad (2)$$

где γ – коэффициент вариации определяемой характеристики; Δ_m – максимальная относительная ошибка при оценке среднего значения в долях среднего значения определяемой характеристики; $z_{1-\alpha/2}$ – квантель уровня $P = 1 - \alpha / 2$ (P – статистическая надежность) [3]; δ_m – максимальная относительная ошибка при оценке среднего значения в долях среднего квадратического отклонения изучаемой характеристики.

Как правило, генеральный коэффициент вариации γ является неизвестной величиной и его значение уточняется в процессе эксперимента. Величину максимальных ошибок Δ_m и δ_m следует выбирать в зависимости от точности оценки среднего значения исследуемых характеристик. При низкой точности величину Δ_m принимают равной коэффициенту вариации определяемой характеристики, в этом случае $\delta_m = 1$. При средней точности $\Delta_m = (0{,}4 \ldots 0{,}5)\,\gamma$ и $\delta_m = 0{,}4 \ldots 0{,}5$ при высокой точности $\Delta_m = (0{,}2 \ldots 0{,}3)\,\gamma$ и $\delta_m = 0{,}2 \ldots 0{,}3$.

Принимаем среднюю точность максимальной относительной ошибки. В этом случае $\delta_m = 0{,}4$. Задаемся статистической надежностью $P = 0{,}95$ и находим значения квантели нормального распределения $z = 1{,}645$ из работы [3]. Подставляя полученные значения в (2), получаем

$$n = \frac{1{,}645^2}{0{,}4^2} \approx 30 .$$

Таким образом, минимально необходимый объем испытаний образцов для оценки среднего значения массы прокатанных шаров составляет 30 испытаний.

Для определения отклонения массы полученных шаров от номинального развеса были отобраны две партии шаров диаметром 90 мм по 30 штук в каждой партии. Каждый шар взвешивали на лабораторных прецизионных весах ВМ 12001, второго класса точности. Отбор проб проводили сразу после прокатки на стане. Шары выбирали только заполненные, без видимых дефектов формы. Фактический диаметр шара составлял 93 мм.

После статистической обработки экспериментальных данных по взвешиванию шаровой заготовки получили, что при прокатке шаров на новых валках выборочное среднее значение $m_1 = 3307$ г; выборочная дисперсия $S_1^2 = 2776{,}7$; среднее квадратическое отклонение $S_1 = 52{,}69$, а при прокатке шаров на изношенных валках перед перевалкой $m_2 = 3329{,}3$ г; $S_2^2 = 3269{,}8$; $S_2 = 57{,}18$.

Ширину доверительного интервала Δm для математического ожидания можно найти по зависимости

$$\Delta m = \frac{S}{\sqrt{n}}\, t , \qquad (3)$$

где t – коэффициент Стьюдента.

При числе опытов $n = 30$ и надежности $P = 0{,}95$ коэффициент Стьюдента $t = 2{,}04$, тогда ширина доверительного интервала Δm для первой и второй серии опытов составляет 19,63 и 21,30 г соответственно.

Таким образом, средняя масса шара диаметром 93 мм составляет для первой серии опытов (3307±19,63) г, для второй серии опытов (3336±21,30) г и максимальная относительная ошибка по каждой серии ±0,63 %.

Далее проверяем гипотезу о том, что указанные выборки принадлежат одной генеральной совокупности. С этой целью воспользуемся двухсторонним критерием Фишера (F-критерий). Для этого определяем опытное значение критерия Фишера [3]

$$F = \frac{S_2^2}{S_1^2} \quad \text{при} \quad S_2^2 \rhd S_1^2 \qquad (4)$$

или

$$F = \frac{3269{,}8}{2776{,}7} = 1{,}18 .$$

Находим табличный критерий Фишера при надежности $P = 0{,}95$; $F_{29;\,29;\,0{,}95} = 1{,}84$.

Так как расчетное значение критерия Фишера меньше табличного, то можно считать, что результаты проведенных двух серий опытов принадлежат одной генеральной совокупности.

Сравнивая результаты первой и второй серии опытов, можно отметить, что по мере износа валков увеличивается выборочное среднее значение и незначительно возрастает выборочная дисперсия, однако максимальная относительная ошибка и на изношенных валках не превышает ±0,63 %. Таким образом, шаровая заготовка обладает стабильной массой.

Для сравнения по рассмотренной методике провели статистическую обработку по взвешиванию шаров диаметром 50 и 120 мм, прокатанных на новых валках и валках перед их заменой. Результаты приведены в таблице.

Из данных таблицы следует, что массы шаров стабильны и для других исследованных диаметров и с увеличением диаметра шара точность прокатанных шаров уменьшается. По мере износа валков размеры шара увеличиваются.

Результаты статистической обработки

Диаметр шара, мм		$\overline{m}$, г	S^2	S	Δm, г	Погрешность, %
расчетный	фактический					
120	125	7978,7*/8294,3	27818,8/29721,9	166,8/172,4	±62,1/±64,2	±0,8
90	93	3308/3329	2776,7/3269,8	52,69/57,18	±19,6/±21,3	±0,63
50	52	567/570	82,06/83,60	9,059/9,143	±3,374/±3,405	±0,6

*В числителе приведены значения для новых валков, а в знаменателе – для изношенных валков.

Учитывая, что после прокатки прутка на шаропрокатном стане шаровая заготовка имеет два полюса отрыва (место отделения шара от прутка), провели исследования, связанные с ориентацией осей полюсов на качество поковки при осадке. Для этого шаровые заготовки диаметром 93 мм из стали 40, нагретые до ковочной температуры, осаживали на плоских плитах до высоты 22 мм, при этом относительная деформация составляла 76 %. Осадку шаров проводили с расположением оси полюсов горизонтально (параллельно плоскости плит), вертикально (перпендикулярно плоскости плит) и под углом 45° к плоскости плит. Всего было осажено девять шаровых заготовок.

Замеры осаженных шаров показали, что все заготовки имеют одинаковые размеры. В области полюсов можно наблюдать мелкие риски и царапины глубиной 0,1...0,2 мм, которые получены при прокатке шара. На одной заготовке, если ось полюсов отрыва заготовки от прутка расположена горизонтально и полюс отрыва находится на свободной боковой поверхности, на поковке наблюдается раскрытие рисок и мелких трещин, которые образовались во время прокатки шара. Максимальная ширина раскрытия трещин составляла до 2 мм и глубина трещин до 0,75 мм. Количество и размеры дефектов вблизи полюсов отрыва зависят от условий прокатки шаров, настройки стана и износа калибров. При соответствующей настройке валков и соблюдения технологии прокатки в месте отрыва шаров от прокатываемой штанги трещины и рыхлости металла практически отсутствуют.

Из всех осаженных заготовок вырезали темплеты для исследования макроструктуры и замеров твердости, при этом плоскость разреза поковки из шаровой заготовки проходила через полюса отрыва. Направление волокон выявляли после травления реактивом Фри. При вертикальном расположении оси полюсов шара волокна вытянуты и симметрично изогнуты в соответствии с контуром заготовки. При горизонтальном расположении оси полюсов волокна также вытянуты и симметрично изогнуты в соответствии с контуром заготовки. При расположении оси под углом 45° волокна вытянуты относительно полюсов и расположены несимметрично.

Замеры твердости вдоль горизонтальной оси симметрии осаженного шара показали, что твердость по Бринеллю не зависит от расположения оси полюсов перед осадкой и составляет 159...169 НВ. Аналогичная твердость получена на темплете из стали 40 после осадки цилиндрической заготовки высотой 60 мм и диаметром 49 мм до высоты 22 мм, предварительно нагретой до ковочной температуры.

Затем была проведена опытная штамповка осесимметричных поковок (типа шестерня) из шаровой заготовки в закрытом штампе. Для этого шаровые заготовки нагревали в индукторе до температуры 1200 °С и штамповали на кривошипном прессе. При штамповке полюса отрыва шаровой заготовки располагали вертикально, горизонтально и под углом 45° к вертикальной оси штампа. После изготовления темплетов и травления проводили анализ макроструктуры. Установлено, что разное положение полюсов отрыва практически не влияет на макроструктуру готовой поковки.

Таким образом, шаровая заготовка обладает стабильной массой и ее можно использовать для безоблойной штамповки осесимметричных поковок. При осадке заготовок из шара и штамповке осесимметричной поковки текстура металла слабо зависит от расположения оси полюсов перед осадкой или штамповкой, и шаровую заготовку можно штамповать с любым расположением осей полюсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соловцев С.С.** Безотходная разрезка сортового проката в штампах. М.: Машиностроение, 1985. 176 с.

2. **Эдуардов М.С.** Штамповка в закрытых штампах. Л.: Машиностроение, 1971. 238 с.

3. **Степнов М.Н.** Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 232 с.

Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук;
Марина Владимировна Филиппова, канд. техн. наук,
kafkshp@sibsiu.ru;
Александр Сергеевич Климов;
Георгий Сергеевич Котлов, канд. техн. наук;
Александр Андреевич Федоров

УДК 621.98.044.7

А.Ю. Боташев, А.А. Мусаев *(Северо-Кавказская государственная гуманитарно-технологическая академия, г. Черкесск)*

Разработка, исследование и создание двухкамерного устройства для газовой листовой штамповки

Разработано и создано устройство для газовой листовой штамповки, обеспечивающее штамповку деталей при малом давлении горючей газовой смеси. Проведен анализ рабочего процесса устройства.

Ключевые слова: газовая штамповка; листовая штамповка; топливная смесь; давление газа; горение.

The device for the gas sheet stamping which implements hardware presswork at low pressure of the combustible gas mixture is developed and constructed. The workflow analysis of device is determined.

Keywords: combustible gas metal sheet forming method; fuel mixture; combustion gases pressure; burning.

Устройства для листовой штамповки, использующие энергию горючих газовых смесей [1], особенно эффективны в мелкосерийном производстве благодаря их простоте и невысокой стоимости.

Однако они имеют существенный недостаток, обусловленный относительно низким уровнем давления, осуществляющего процесс штамповки. Максимальное давление продуктов сгорания в них составляет 20...25 МПа. Это давление обеспечивает штамповку деталей из листовой заготовки относительно небольшой толщины. Затруднена также штамповка деталей сложной конфигурации с малыми радиусами кривизны. Это в целом снижает технологические возможности данного метода штамповки.

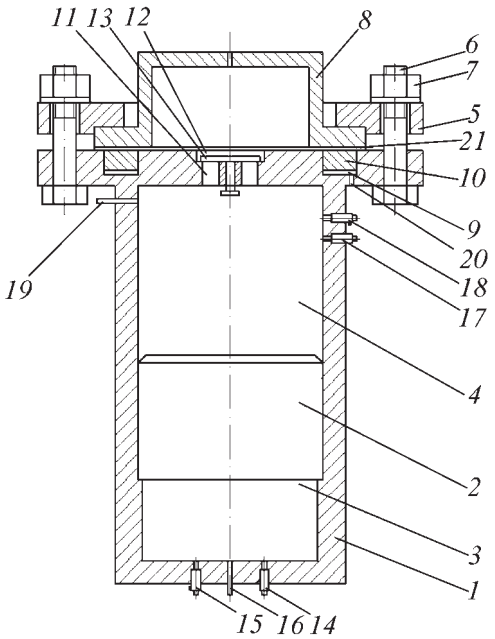


Рис. 1. Схема двухкамерного устройства для газовой листовой штамповки:
1 – корпус; *2* – поршень; *3*, *4* – камеры сгорания; *5* – фланец; *6* – болт; *7* – гайка; *8* – матрица; *9* – кольцевая полость; *10* – кольцевой поршень; *11* – каналы; *12* – полость; *13* – тарельчатый клапан; *14*, *17* – впускные клапаны; *15*, *18* – выпускные клапаны; *16*, *19* – свечи зажигания; *20* – канал; *21* – штампуемая заготовка

Для повышения давления продуктов сгорания, действующих на поверхность штампуемой заготовки, в данной работе предварительно проводится сжатие топливной смеси непосредственно в рабочей полости устройства для штамповки, схема которого показана на рис. 1.

Устройство содержит корпус *1*, в котором выполнена цилиндрическая полость, разделенная поршнем *2* на нижнюю *3* и верхнюю *4* камеру сгорания. К корпусу *1* с помощью фланца *5* болтов *6* и гаек *7* присоединена матрица *8*. В верхней части корпуса *1* выполнена кольцевая полость *9*, в которой установлен кольцевой поршень *10*. В верхней части корпуса *1* выполнены сквозные каналы *11*, сообщающие камеру сгорания *4* с полостью *12*. Эти каналы перекрываются тарельчатым клапаном *13*. Нижняя камера сгорания снабжена впускным клапаном *14*, выпускным клапаном *15* и свечей зажигания *16*. Верхняя камера сгорания также имеет аналогичные устройства *17*, *18*, *19*. Штампуемая заготовка *21* зажимается между торцом матрицы *8* и кольцевым поршнем *10*, для чего в полость *9* подается через канал *20* сжатый воздух.

Работа устройства осуществляется следующим образом. Камеры сгорания *3* и *4* через впускные клапаны *14* и *17* наполняются топливной смесью. Топливная смесь через каналы *11* поступает также в полость *12*. Давление смеси в обеих камерах сгорания одинаковое, поэтому поршень *2* остается неподвижным. Топливная смесь в камере сгорания *3* поджигается с помощью свечи *16*. При сгорании этой смеси давление в камере сгорания *3* увеличивается. Под действием давления продуктов сгорания поршень *2* перемещается вверх, сжимая при этом топливную смесь в камере сгорания *4*. При этом топливная смесь из камеры сгорания *4* через отверстия *11* перетекает в полость *12*, перемещая клапан *13* вверх. Под действием давления топливной смеси заготовка *21* начинает деформироваться, вследствие чего объем полости *12* уве-

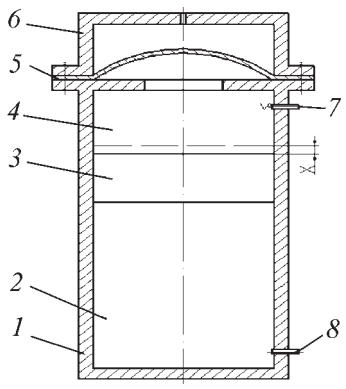


Рис. 2. Расчетная схема процесса:
1 – корпус; *2*, *4* – камеры сгорания; *3* – поршень; *5* – штампуемая заготовка; *6* – матрица; *7*, *8* – свечи зажигания

личивается. Таким образом, по мере перемещения поршня *2* вверх часть топливной смеси вытесняется в полость *12*.

Незадолго до достижения поршнем *2* своего крайне-верхнего положения топливная смесь в камере сгорания *4* поджигается свечей *19*. При сгорании топливной смеси давление в камере сгорания *4* резко повышается, что вызывает интенсивное торможение поршня *2*. В процессе горения топливная смесь продолжает перетекать из камеры сгорания *4* в полость *12*, благодаря этому деформация заготовки *21* увеличивается. При достижении фронта горения каналов *11* пламя через эти каналы проникает в полость *12*. Горение топливной смеси вызывает интенсивное повышение давления в полости *12*. При этом клапан *13* закрывается, предотвращая перетекание продуктов сгорания из полости *12* в камеру сгорания *4*. Под действием давления продуктов сгорания осуществляется заполнение заготовкой *21* всей полости матрицы *8*. Процесс штамповки завершается.

Для оценки технологических возможностей данного устройства определим степень повышения давления на поверхности штампуемой заготовки. Для этого проведем анализ процесса горения топливной смеси в камерах устройства. Рассмотрим горение в нижней камере (рис. 2).

Изменение давления в этой камере зависит от изменения доли сгоревшего топлива во времени. Долю сгоревшего топлива определяли по известному уравнению И. Вибе:

$$\chi = 1 - e^{-6{,}908\left(\frac{t}{t_z}\right)^{m+1}}, \qquad (1)$$

где t – время; t_z – время полного сгорания топлива; m – показатель характера сгорания.

Дифференцируя эту зависимость, найдем изменение доли сгоревшей топливной смеси в единицу времени:

$$\frac{d\chi}{dt} = \frac{6{,}908}{t_z}(m+1)\left(\frac{t}{t_z}\right)^m e^{-6{,}908\left(\frac{t}{t_z}\right)^{m+1}}. \qquad (2)$$

Используя это уравнение, вычислим количество тепла, выделяющегося в единицу времени

$$\frac{dq}{dt} = m_г H_{ит} \frac{d\chi}{dt}, \qquad (3)$$

где q – количество теплоты; $m_г$ – начальная масса газа в камере сгорания; $H_{ит}$ – низшая теплота сгорания 1 кг горючего газа.

Запишем уравнение первого закона термодинамики

$$\delta q = du + \delta l, \qquad (4)$$

где δq – элементарное количество теплоты; du – дифференциал внутренней энергии газа; δl – элементарная работа, совершенная газом.

В газообразной топливной смеси воздух составляет более 90 %, поэтому без большой погрешности топливную смесь можно считать идеальным газом, состояние которого описывается следующим уравнением:

$$pV = RT, \qquad (5)$$

где p, V – давление и объем газа; T – абсолютная температура газа; R – газовая постоянная. Учитывая, что удельная внутренняя энергия газа

$$u = RT/(k-1) \qquad (6)$$

из уравнений (4) и (5) после соответствующих преобразований получаем

$$\frac{dp_1}{dt} = \frac{k-1}{V_1}\left(\frac{dq}{dt} - \frac{k}{k-1}\frac{dl}{dt}\right), \qquad (7)$$

где p_1 – давление газа в первой камере; V_1 – объем первой камеры; k – показатель адиабаты. Работу l газ совершает, перемещая поршень, поэтому

$$\frac{dl}{dt} = p_1\frac{dV_1}{dt} = p_1 f\frac{dX}{dt} = p_1 f h\frac{dx}{dt}, \qquad (8)$$

где f – площадь поперечного сечения поршня; X – ход поршня; x – относительный (безразмерный) ход поршня; h – высота второй камеры.

Полный ход поршня мало отличается от высоты h второй камеры, поэтому в уравнении (8) в качестве характерного размера принята величина h. Текущее значение объема первой камеры зависит от перемещения поршня:

$$V_1 = V_0 + fX = V_0 + fhx = V_0(1+\nu x), \qquad (9)$$

$$\nu = \frac{fh}{V_0}. \qquad (10)$$

Учитывая зависимости (3), (7) и (9), из уравнения (7) получаем уравнение, описывающее закон изменения давления в первой камере:

$$\frac{dp_1}{dt} = \frac{k-1}{1+\nu x}\left(\frac{m_г H_{ит}}{V_0}\frac{d\chi}{dt} - \frac{k}{k-1}\frac{p_1 f h}{V_0}\frac{dx}{dt}\right). \qquad (11)$$

Введем безразмерное давление p_1^*, характеризующее степень повышения давления в первой камере, и безразмерное время τ:

$$p_1^* = p_1 / p_c; \quad \tau = t / t_z,$$

где p_c – начальное давление топливной смеси. Используя введенные величины и соотношение (10), приведем уравнения (2) и (11) к безразмерному виду:

$$\frac{dp_1^*}{d\tau} = \frac{k-1}{1+\nu x}\left(\frac{m_т H_{ит}}{V_0 p_c}\frac{d\chi}{d\tau} - \frac{k}{k-1}\nu p_1^* \frac{dx}{d\tau}\right); \quad (12)$$

$$\frac{d\chi}{d\tau} = 6{,}908\,(m+1)\,\tau^m e^{-6{,}908\,\tau^{m+1}}. \quad (13)$$

Уравнения (12) и (13) описывают изменение давления в первой камере в процессе горения в ней топливной смеси. Входящая в (12) величина x определяется из уравнения движения поршня

$$\frac{dw}{dt} = \frac{f\,(p_1 - p_2)}{m_n}, \quad (14)$$

$$\frac{dx}{dt} = w, \quad (15)$$

где $m_п$ – масса поршня.

Введя безразмерную скорость поршня

$$w^* = \frac{w}{h / t_z}, \quad (16)$$

приведем уравнения (14) и (15) к безразмерному виду:

$$\frac{dw^*}{d\tau} = \frac{t_z^2 p_c}{h m_n}(p_1^* - p_2^*); \quad (17)$$

$$\frac{dx}{d\tau} = w^*. \quad (18)$$

В процессе перемещения поршня топливная смесь во второй камере сжимается. Пренебрегая теплообменом с окружающей средой, этот процесс можно считать адиабатическим. Тогда давление во второй камере описывается следующей зависимостью:

$$p_2^* = p_2 / p_c = (1-x)^{-k}. \quad (19)$$

Система безразмерных уравнений (12), (13), (17)–(19) описывает изменение давления в обеих камерах в период горения топливной смеси в первой камере.

Горение во второй камере устройства для штамповки начинается после подачи искры свечей зажигания *7* (см. рис. 2). В этот период поршень *3* продолжает перемещаться вверх, сжимая топливную смесь во второй камере. Благодаря высокой температуре топливной смеси процесс горения в этой камере происходит значительно интенсивнее, чем в первой камере. Длительность процесса горения составляет 0,01...0,03 с. В процессе горения топливной смеси вследствие интенсивного повышения давления происходит также деформация штампуемой заготовки в полости матрицы.

Проведя выкладки, аналогичные приведенным выше, получены следующие уравнения:

$$\frac{dp_2^*}{d\tau} = \frac{1}{\nu(1-x)} \times \left((k-1)\frac{m_{т2} H_{ит}}{V_0 p_c}\frac{d\chi_2}{d\tau} + k\nu p_2^* \frac{dx}{d\tau} - k p_2^* \alpha \frac{V_д}{V_0}\right); \quad (20)$$

$$\frac{d\chi_2}{d\tau} = 6{,}908\,(m_2+1)\,(\alpha(\tau-\tau_1))^{m_2} e^{-6{,}908\,(\alpha(\tau-\tau_1))^{m_2+1}}; \quad (21)$$

$$p_1^* = p_{1k}^*\left(\frac{a}{a+x}\right)^{\frac{1}{k_1}}; \quad (22)$$

$$p_2^* = p_2 / p_c; \quad \alpha = \frac{t_{z_1}}{t_{z_2}}; \quad a = h_1 / h + x_k,$$

где $V_д$ – объем, полученный при штамповке детали; t_{z_2} – время сгорания топливной смеси во второй камере; h_1 – начальная высота первой камеры; x_k – относительный ход поршня к моменту начала горения во второй камере. Система безразмерных уравнений (17), (18), (20)–(22) описывает движение поршня и изменение давления в обеих камерах в период горения топливной смеси во второй камере.

Полученные уравнения решены с помощью программы Maple. Расчет проведен для случая использования в качестве топлива метано-воздушной смеси. На рис. 3 представлены графики изменения во времени давления в первой камере, а также скорость и перемещение поршня в период горения топливной смеси в первой камере. К концу процесса горения давление топливной смеси во второй камере повышается в 6–6,5 раза. Скорость поршня вначале интенсивно повышается, затем снижается. К концу процесса скорость поршня незначительна.

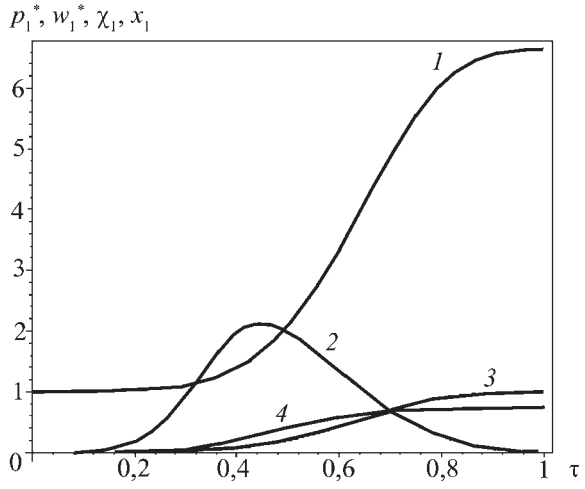


Рис. 3. Изменение во времени давления (*1*), скорости поршня (*2*), доли сгоревшего топлива (*3*) и перемещения поршня (*4*) в первой камере

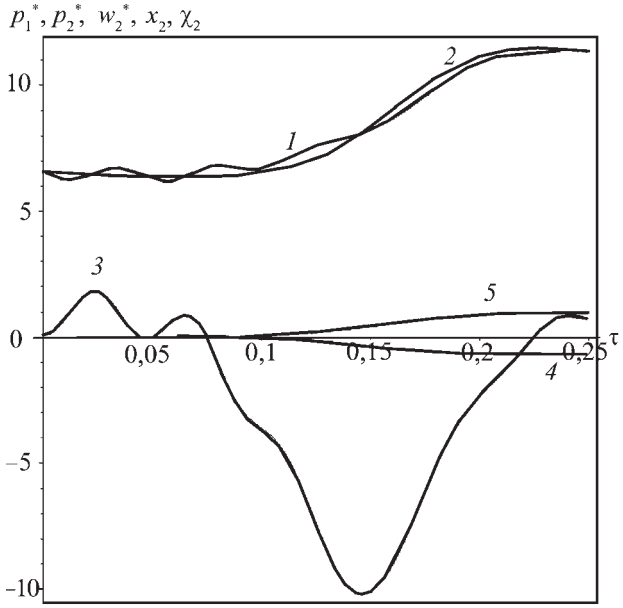


Рис. 4. Изменение во времени давления в первой и второй камерах (*1*, *2*), скорости (*3*), перемещения поршня (*4*) и доли сгоревшего топлива (*5*)

На рис. 4 приведены графики изменения во времени давления в обеих камерах, а также скорости и перемещения поршня в период горения во второй камере. Из них следует, что поршень вначале перемещается вверх, а затем интенсивно движется вниз. К концу процесса скорость поршня невысокая. Из графика *2* видно, что степень повышения давления монотонно увеличивается от 7 до 11.

Таким образом, в результате горения топливной смеси в обеих камерах давление во второй камере повышается примерно в 11 раз. Следовательно, во столько же раз повышается давление топливной смеси в полости *12* (см. рис. 1), примыкающей к штампуемой заготовке. При горении этой смеси давление на поверхности заготовки повышается еще в λ раз. Тогда общая степень повышения давления на поверхности заготовки составляет $p_3 = p_2^* \lambda$. В этой зависимости $p_2^* \approx 11$, а λ характеризует степень повышения давления в процессе горения топливной смеси в полости *12*, т.е. на поверхности штампуемой заготовки. Величина λ зависит от формы штампуемой детали и равна 2...6. Если в процессе штамповки объем заготовки существенно увеличивается, например при вытяжке, то $\lambda = 4...5$, если ее объем изменяется незначительно, то $\lambda = 6$.

Таким образом, в данном устройстве давление газа на поверхности штампуемой заготовки выше в 25–65 раз первоначального давления топливной смеси, которое составляет 1...2 МПа. Следовательно, давление газа на поверхности заготовки может достигать 100 МПа и выше. Это дает возможность штамповать широкую номенклатуру деталей.

Для практической реализации результатов исследований разработано и создано экспериментальное устройство для штамповки (рис. 5). На нем была апробирована штамповка детали полусферической формы в цилиндрической матрице диаметром 200 мм из стальной заготовки толщиной 1 мм. Штамповку осуществляли при давлении топливной смеси 0,3 МПа. В данном случае в процессе штамповки объем заготовки сильно увеличивается, поэтому $\lambda = 2$ и общая степень повышения давления составляет 25. Следовательно, давление на поверхности заготовки равно 7,5 МПа. Если использовать известное уравнение Лапласа для тонких оболочек, то необходимое для деформации заготовки давление составляет 6,5...7 МПа.

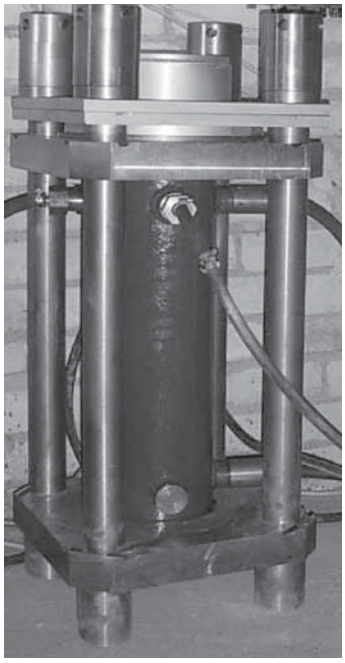


Рис. 5. Экспериментальное устройство для штамповки

Сопоставление этих величин показало удовлетворительную их сходимость, что свидетельствует о достоверности результатов теоретического анализа.

Заключение. Разработано и создано двухкамерное устройство для газовой листовой штамповки. В результате горения топливной смеси в обеих камерах устройства давление газа на поверхности штампуемой заготовки повышается в 25–65 раз в зависимости от формы штампуемой детали. Это позволяет при небольшом давлении топливной смеси (1...2 МПа) осуществлять штамповку деталей различной формы из стали и цветных сплавов. Устройство предназначено для применения преимущественно в мелкосерийном и опытном производствах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Боташев А.Ю.** Исследование процесса газоимпульсной штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. 1999. № 11. С. 20–22.

Анвар Юсуфович Боташев, д-р техн. наук;
Абубакар Абдрахманович Мусаев,
brain_95@mail.ru

УДК 669.021:621.762

И.М. Мальцев *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Особенности строения температурного поля в межчастичном пространстве при электропрокатке металлических порошков

На примере математического моделирования электроспекания металлических порошков при прокатке рассмотрены особенности температурного поля в межчастичном пространстве и в очаге деформации уплотняемой и нагреваемой порошковой массы.

Ключевые слова: электропрокатка; порошковая металлургия; моделирование.

Temperature field features in interparticle space and in deformation zone of packed and thermal sintered mass are considered on the basis of mathematical modeling of metal powders sintering during the rolling.

Keywords: elecrical rolling; powder metallurgy; modeling.

Введение. Особенности строения очага формования прокаткой изучены во многих работах. Наложение электромагнитного поля на очаг формования изменяет макростроение порошковых ленточных материалов [1], разность потенциалов между валками-электродами имеет существенное значение [2], так как влияет на стационарность электроспекания в валках-электродах. Работы по моделированию электроспекания порошковых прессовок показали, что наибольший вклад в процесс электрообработки вносят межчастичные контакты [3, 4].

Разработка и применение математического моделирования для случая электропрокатки позволяет определить: существует ли жидкая металлическая фаза на контактах; температурный интервал твердофазного спекания; особенности электростроения очага формования прокаткой. Таким образом, зная параметры технологического процесса и свойства порошка, можно определить механизм процесса, по которому происходит спекание.

Цель работы – построение математической модели температурного поля для случая электропрокатки и установление особенностей электростроения очага формования порошкового материала между валками-электродами.

Решение задачи. Оценивать разность температур между геометрическим центром порошинки и межчастичным контактом возможно с использованием зависимостей, теоретически полученных и экспериментально подтвержденных в работах [3, 4], на примере прессовок.

Модель работы [3] предполагает, что сгущение линий тока (повышение его плотности) в области контакта и повышенное сопротивление в этой области обусловливает повышенную температуру вблизи контакта. Перепад температур зависит от условий теплообмена между контактом и центральной областью частицы, а характерное время теплообмена

$$T_t = \frac{c\,d^2}{4\pi^2 K_т}, \qquad (1)$$

где d – диаметр частицы, м; c – объемная теплоемкость, Дж/(м^3·К); $K_т$ – коэффициент теплопроводности, Дж/(м·с·К).

Относительно формулы (1) необходимо сделать следующие замечания: большинство порошков полидисперсны и мелкие частицы могут расплавляться электрическим током; процесс прокатки приводит к вытяжке и деформированию контактов частиц, что равносильно сближению их геометрических центров.

В данном исследовании рассмотрена система, где порошок непрерывно нагревается, поэтому возможны два варианта: когда время электроспекания меньше, чем характерное время теплообмена и когда оно больше его. Характерное время теплообмена зависит от размера частиц и коэффициента теплопроводности. Поэтому в настоящей работе в первую очередь решена задача, где аналитическим методом изучается влияние диаметра частиц на T_t на примере разных металлов.

Наибольшую номенклатуру представляют ленточные материалы на основе порошков железа, никеля и меди. По данным [5, 6], они имеют свойства, приведенные в табл. 1.

1. Физико-механические свойства железа, никеля и меди

Металл	$\gamma_н$	$\gamma_к$	f	μ	HB, 10^{11} дин/см^2	ρ, 10^{-6} Ом·м, при температуре, К		E, 10^{11} дин/см^2	$K_т$, Дж/(м·с·К), при температуре, К		c, 10^5 Дж/(м^3·К)
	г/см^3					270	1000		293	1293	
Fe	2,6	7,8	0,17	0,28	165	0,0980	1,20	21	2,00	30,00	2,0
Ni	3,4	8,8	0,12	0,30	140	0,0724	1,43	18	1,76	26,40	1,9
Cu	2,6	8,9	0,25	0,38	38	0,0172	0,12	11	11,43	171,45	0,8

Обозначения. $\gamma_н$, $\gamma_к$ – плотность насыпная порошка и компактного металла соответственно; f – коэффициент трения; μ – коэффициент Пуассона; ρ – удельное электрическое сопротивление; E – модуль Юнга.

Результаты вычислений характерного времени теплообмена T_t между центральной областью частиц и их контактов по формуле (1) с использованием данных табл. 1 представлены в табл. 2.

Сравнение значений T_t для трех металлов показало, что увеличение дисперсности порошка приводит к резкому снижению характерного времени теплообмена (на порядок), а размер частиц изменяется в 2–3 раза. Также на величину T_t значительно влияют свойства типа проводимости, например, T_t для меди на порядок ниже, чем T_t железа или никеля, при этом медь имеет максимальные значения коэффициента теплопроводности и удельной электрической проводимости (см. табл. 1). Очевидно, что T_t будет изменяться соответственно при деформации частиц (сближении геометрических центров). При скоростях нагрева более 10^4 К/с температура геометрического центра изменится незначительно, поэтому при такой скорости нагрева не исключено появление жидкой фазы на межчастичных контактах.

Актуальным является определение времени электроспекания в валках-электродах при прокатке, так как в этом случае в зону уплотнения и нагрева поступают и выходят из нее новые порции обрабатываемого материала

$$T_в = R \sin(\alpha_{пр}) / v_{пр}, \qquad (2)$$

где R – радиус валков-электродов, м; $\alpha_{пр}$ – угол захвата порошка, рад; $v_{пр}$ – линейная скорость прокатки, м/с.

При $R = 0{,}05$ м, $\alpha_{пр} = 3{,}14 \cdot 10^{-2}$ рад и $v_{пр} = 1{,}57 \cdot 10^{-3}$ м/с время электроспекания в валках $T_в = 0{,}98$ с.

Видно, что за время электроспекания температура между геометрическим центром частиц и их контактом для выбранных металлических порошков успевает выравниться полностью.

2. Влияние диаметра частиц порошков железа, никеля и меди на характерное время теплообмена T_t

Диаметр частиц, 10^{-4} м	Характерное время теплообмена T_t, с		
	Железо	Никель	Медь
2,500	$1{,}58 \cdot 10^{-4}$	$1{,}71 \cdot 10^{-4}$	$1{,}11 \cdot 10^{-5}$
1,250	$3{,}96 \cdot 10^{-4}$	$4{,}27 \cdot 10^{-5}$	$2{,}77 \cdot 10^{-6}$
0,417	$4{,}41 \cdot 10^{-6}$	$4{,}76 \cdot 10^{-6}$	$3{,}09 \cdot 10^{-7}$

В [3] рассмотрена модель, где частица является фигурой вращения, образованной квадратом вокруг диагонали длиной d_1. Направление средней по объему плотности тока совпадает с осью вращения, углы срезаны для образования токонесущих контактов диаметром a. Формула расчета разности температур между электрическим центром частиц и межчастичным контактом имеет вид [3]:

$$\Delta T = 0{,}2 \frac{\rho}{K_т} \frac{d_1^4}{a^2} \frac{I^2}{S^2}, \qquad (3)$$

где I – сила тока, А; S – площадь поперечного сечения образца, м^2.

В [3] при расчете по формуле (3) использовали произвольно выбранное соотношение $d_1 / 4 = 60$, что допустимо для качественной оценки ΔT при постоянном во времени a. Также согласно [3] если контакты несовершенны и на них имеются оксиды, загрязнения, то они оказывают сопротивление электрическому току, а это вызывает повышение ΔT. Однако сопротивление контактов при пробойных напряжениях катастрофически падает, происходит электродиструкция оксидов и их возгонка, образуются совершенные металлические контакты, которые растут в размере с увеличением механического давления и времени электровоздействия. В варианте электроспекания с непрерывно-возрастающим давлением прокатки при математическом моделировании необходимо учитывать рост площади контактов и удельной электрической проводимости по длине дуги формования в валках.

Проводимость и радиусы контактов оценивали в [4] по экспериментально подтвержденным выражениям, которые были получены на основе теоретических зависимостей работы Г.М. Ждановича (Теория прессования металлических порошков. М.: Металлургия, 1968. 288 с.)

Преимуществом следующих ниже уравнений (4) и (5) является учет не только параметров механического давления, но и учет физико-механических свойств частиц порошков.

В [3] получены выражения для расчета радиусов контактов рыхлых упаковок a_{12} (на основе уравнения Герца) и радиусов контактов, возникающих при пластической деформации, a_{14} (по уравнению Ждановича):

$$a_{12} = 1{,}818\,(N_{k12}(\exp(-4 f (H - z) / D) \times \times (1 - \mu^2)\, R_0 [E m K (\cos\varphi + \cos\tau)]^{-1})^{0{,}5}; \qquad (4)$$

$$a_{14} = [N_{k12}(\exp(-4\,f\,\xi(H-z)/D))]\times \times[\pi\,\sigma\,m\,K\,(\cos\varphi+\cos\tau)^{-1}]^{-0,5}, \quad (5)$$

где a – радиус контактов в направлении приложения нагрузки N_{k12}; ξ – коэффициент бокового давления; H – высота прессуемой системы; z – глубина прессовки; D – диаметр прессуемой системы; R_0 – радиус частицы; φ – угол между нормалью к площади контакта и направлением приложения нагрузки; $\tau = (90 - \varphi)$ – угол тангенциального взаимодействия контактов частиц; K – число пар контактов, проводящих ток; m – число столбцов; σ – предел текучести.

Основываясь на решении уравнения Лапласа, в [3] для расчета обобщенной контактной проводимости получены следующие соотношения:

$$\sigma'_{\varepsilon 1} = K_{\alpha 1}\,\sigma_0\,[0{,}36/f\,\xi\,(EK/N_{k12}\,D)^{0,33}\times \times[\exp(2\,f\,\xi(H-z)/d)^{-1}]-4\,(H-z)/\pi^2 D^2]^{-1}; \quad (6)$$

$$\sigma''_{\varepsilon 1} = K_{\alpha 1}\,\sigma_0\,[1/\pi\,f\,\xi\,(\mathrm{HB}\,K/N_{k12})^{0,5}\times \times[\exp(2\,f\,\xi(H-z)/D)^{-1}]-4(H-z)/\pi^2 D^2]^{-1}; \quad (7)$$

$$\sigma'''_{\varepsilon 1} = K_{\alpha 2}\,\sigma_0\,[2{,}13/f\,\pi\xi(\mathrm{HB}\,K/N_{k12})^{0,5}\times \times[\exp(2\,f\,\xi(H-z)/D)^{-1}]-2{,}4(H-z)/\pi^2 D^2]^{-1}, \quad (8)$$

где $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ – число контактов при кубических и тетраэдрических упаковках; один и два штриха относятся к упругим и пластическим деформациям на контактах; HB – твердость частиц; σ_0 – удельная электрическая проводимость.

Применяя уравнения (4)–(8) для электропрокатки, построена математическая модель, отражающая процессы проводящего порошка в разных зонах очага формования (рис. 1).

В настоящей модели рассмотрены две области проводимости металлического порошка: первая – рыхлые упаковки (порошок находится в области начала угла захвата), вторая – плотные упаковки частиц металлического порошка (область угла нейтрального сечения), где пластическая деформация частиц уже произошла.

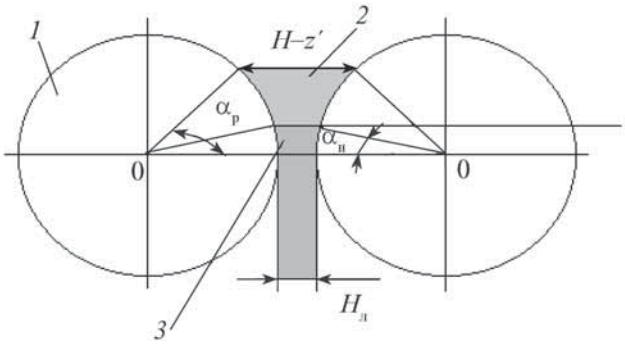


Рис. 1. Схема строения очага уплотнения порошка при электропрокатке:
1 – валки-электроды; *2* – область подпрессованного порошка, ограниченная длиной угла захвата $\alpha_р$; *3* – область сформованного порошка, ограниченная длиной дуги нейтрального сечения $\alpha_н$; $H_л$ – расстояние между валками

Расчет ΔT для варианта электропрокатки осуществляли по следующей методике:

– уравнения (4), (6) и (7) использовали для частиц порошка, находящихся в области, через которую проходит сечение угла захвата $\alpha_р$, с длиной $H - z = h_л + 2\,R\,(1 - \cos\alpha_р)$, а уравнения (5) и (8) – для порошка, находящегося в уплотненном состоянии в области сечения ниже угла нейтрального сечения, где $H - z = h_л$;

– далее определяли:

проводимость порошкового столба по формуле (8);

силу тока $I = U_о / \sigma_\varepsilon$, где $U_о$ – напряжение на порошковом столбе;

плотность тока $i = I\,(\pi D^2/4)$;

радиус контактов по формулам (4) и (5), затем – их площадь по выражению $a = a^2_{k12}\,\pi$;

– полученные значения i подставляли в формулу (3) и вычисляли искомую разность температур между геометрическим центром частиц и межчастичным контактом.

Учитывая, что характерное время теплообмена T_t значительно зависит от размера частиц и электрофизических свойств, например коэффициента теплопроводности $K_т$, аналитическим методом исследовали изменение ΔT в зависимости от размера частиц для трех выбранных порошков.

В [3] значения σ, N, HB и E даны в дин/см^2, поэтому в формулах приведены переводные коэффициенты. Коэффициент бокового давления [8]:

$$\xi = \frac{\mu}{1-\mu}\,Q = \frac{\mu\,\gamma_п}{1-\mu\,\gamma_к}, \quad (9)$$

где Q – относительная плотность; $\gamma_п$ – плотность порошковой формовки.

В случае большого числа частиц в элементарном порошковом объеме можно принять, что $K_{\alpha 1} = \dfrac{H-z}{d-1}$, а $m = D/d$.

Необходимо учитывать, что при прокатке в области угла нейтрального сечения прокатки ленты плотность по толщине проката практически не изменяется, что связано с тем, что толщина ленты не превышает обычно 1...2 мм, поэтому величиной z можно пренебречь.

Расчет по формуле (3) осуществляли при следующих условиях: свойства порошков по табл. 1; геометрические размеры частиц по табл. 2; разность потенциалов на валках-электродах 1,5 В; диаметр валков 0,1 м; толщина ленты $5\cdot10^{-4}$ м; диаметр прессуемой системы 0,001 м; нагрузка в сечении угла $\alpha_{пр}$ 100 Н; нагрузка в сечении $h_л$ была принята 0,2 $\sigma_т$ Н; угол тангенциального взаимодействия $\varphi = 0^0$.

Вычисления проводили на IBM PS по специальной программе, используя результаты вычислений, строили

3. Влияние размера частиц на радиус межчастичных контактов, соотношения температур между центром и контактом в рыхлых и плотных упаковках

Металл	d, 10^{-4} м	a_{12}	a_{14}	T_1	T_3
		мм			
Fe	2,500	$1{,}04\cdot10^{-4}$	$4{,}47\cdot10^{-2}$	0,421	0,650
	1,250	$6{,}49\cdot10^{-4}$	$2{,}20\cdot10^{-2}$	$4{,}24\cdot10^{-2}$	$8{,}2\cdot10^{-2}$
	0,417	$3{,}10\cdot10^{-5}$	$7{,}30\cdot10^{-3}$	$1{,}11\cdot10^{-3}$	$3{,}0\cdot10^{-3}$
Ni	2,500	$1{,}10\cdot10^{-4}$	$4{,}59\cdot10^{-2}$	0,706	0,620
	1,250	$6{,}90\cdot10^{-5}$	0,020	$7{,}13\cdot10^{-2}$	$7{,}7\cdot10^{-2}$
	0,417	$3{,}30\cdot10^{-5}$	$7{,}50\cdot10^{-3}$	$1{,}85\cdot10^{-2}$	$2{,}9\cdot10^{-3}$
Cu	2,500	$1{,}14\cdot10^{-4}$	$4{,}55\cdot10^{-3}$	1,14	0,236
	1,250	$7{,}18\cdot10^{-5}$	$2{,}24\cdot10^{-2}$	$1{,}42\cdot10^{-2}$	0,290
	0,417	$3{,}43\cdot10^{-5}$	$7{,}43\cdot10^{-3}$	$3{,}70\cdot10^{-4}$	0,010

логарифмические зависимости $\lg T_1 - \lg d$ и $\lg T_3 - \lg d$, где T_1 и T_3 – разность температур в рыхлых и плотных упаковках (в области угла $\alpha_{пр}$ и нейтрального угла прокатки порошка) (табл. 3.)

На рис. 2 приведены зависимости изменения температур для случая пластического деформирования, рассчитанных по области сечения $\alpha_{пр}$–T_1 и сечения $h_л$–T_3 для разных диаметров частиц. Видно, что с увеличением диаметра частиц повышается разность температур между геометрическим центром частиц и их контактом. Данные, приведенные на рис. 2, совпадают с экспериментом [7], где установлено, что крупнодисперсный порошок с точки зрения энергозатрат легче превращается в компактный материал.

Также результаты вычислений показали, что с ростом размера частиц увеличивается электрическая проводимость системы порошковых частиц. Как видно из рис. 2, величины T_1 и T_3 одного порядка. В расчетах учитывали объемную температуру: при T_1 она была принята 293 К, а при T_3 – 1270 К. Таким образом, искомая разность температур слабо зависит от температуры электронагрева в условиях прокатки. Полученная разность температур незначительна и не может привести к образованию жидкой фазы в межчастичном контакте для широкого круга металлических порошков, размеров частиц и температур для данных параметров процесса.

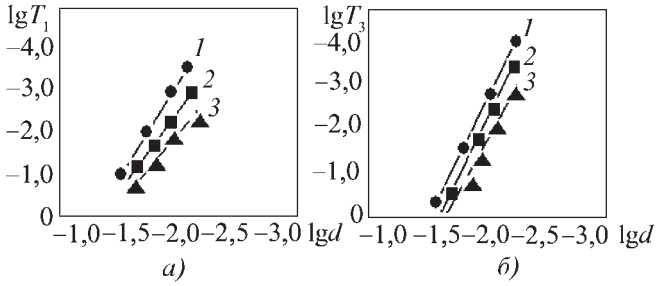


Рис. 2. Зависимости температур для случая пластического деформирования, рассчитанных по области сечений $\alpha_{пр}$–T_1 (*а*) и $h_л$–T_3 (*б*) для разных диаметров частиц порошков:
1 – никель; *2* – железо; *3* – медь

Зная удельное электрическое сопротивление в сечении $\alpha_{пр}$ и $h_л$ и используя зависимости [8], можно определить отношение (перепад) температур в сечениях прокатки. В [8], исходя из определения теплоемкости и закона Джоуля–Ленца и без учета теплоотвода, получена формула для оценки объемной температуры при электроспекании:

$$T = U^2 \frac{\tau}{R_э} C m_0 + T_0 , \qquad (10)$$

где U – напряжение электрического тока; τ – время нагрева; $R_э$ – электрическое сопротивление; m_0 – масса.

Учитывая формулу (10), получили выражение для расчета отношения температур между крайними сечениями прокатки:

$$T_h = \frac{U^2 \sigma_2 h_л \tau / S}{\gamma_л c\, h_л S} \Big/ \frac{U^2 \sigma_1 H \tau / S}{\gamma_н c H S} = \frac{U^2 \sigma_2 h_л \tau / S\, \gamma_н c H S}{\gamma_л c h_л S U^2 \sigma_1 H / S\, \tau} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \frac{\gamma_н}{\gamma_л} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} K_{обж}^{-1} = \frac{R_1}{R_2} K_{обж}^{-1} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} Q , \qquad (11)$$

где σ_1, R_1 и σ_2, R_2 – удельные электрическая проводимость, электрическое сопротивление в сечениях $h_л$ и $\alpha_{пр}$ соответственно; $K_{обж}$ – коэффициент обжатия.

Анализ уравнения (1) показал, что с ростом относительной плотности, уменьшением коэффициента обжатия, степени падения электрического осопротивления в порошковом проводящим ток столбе увеличивается перепад температур в очаге деформации при прокатке с током. Результаты вычисления T_h по формуле (11) с использованием значений предыдущих вычислений и рис. 1. приведены в табл. 4.

4. Влияние диаметра частиц порошков железа, никеля и меди на величину T_h

Размер частиц, 10^{-4} м	T_h		
	Железо	Никель	Медь
2,500	412	224	1556
1,250	344	190	1366
0,417	283	161	112

Значения T_h с ростом дисперсности порошков падают. Это указывает на то, что возможны такие значения дисперсности порошков и их электрического сопротивления, когда преобладают термические процессы на ранних стадиях электроспекания при прокатке (в области угла $\alpha_{пр}$). Видно, что процессы, обусловленные протеканием электрического тока, имеют максимальное развитие на стадии, где площадь межчастичного контакта, механическое давление и объемная температура максимальны и отсутствует риск плавления межчастичного контакта. По данным табл. 4 температурное поле неоднородно не только между контактом и центром частиц, но и в очаге уплотнения порошка, и эта неоднородность обусловлена разной проводимостью электрического тока, создающей разную плотность тока.

Заключение. Результаты проведенного математического моделирования электроспекания при прокатке позволили определить особенности строения температурного поля в межчастичном пространстве и зоне формования. Установлено, что характерное время теплообмена между геометрическим центром частиц и их контактом значительно меньше, чем время электроспекания. Образование жидкой фазы на контактах возможно при скорости нагрева 10^4 К/с.

Увеличение дисперсности порошка уменьшает характерное время теплообмена, разность температур в системе частица–контакт–частица и отношение температур в сечениях прокатки порошка. На перепад температур в очаге уплотнения порошка влияет относительная плотность и коэффициент уплотнения. Наибольший разогрев реализуется на стадии максимального уплотнения порошка.

Применение методики, предложенной в настоящей работе, позволяет определить механизм процесса электроспекания (твердофазный или жидкофазный) по известным параметрам электропрокатки, технологическим и электрофизическим свойствам порошков и разработать технологию получения и изготовить уплотнительный материал [9], проводить исследования по электроспеканию ленточных порошковых материалов при прокатке [10].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мальцев И.М.** Влияние электромагнитного поля, скин и пинч эффектов при электропрокатке с импульсными токами высокой плотности порошковых металлических материалов // Материаловедение и металлургия: сб. науч. тр. Н. Новгород: НГТУ, 2003. Т. 38. С. 290–295.

2. **Мальцев И.М.** Влияние электрического напряжения на валках-электродах на процесс электропрокатки металлических порошков // Материаловедение и металлургия: сб. науч. тр. Н. Новгород: НГТУ, 2004. Т. 42. С. 251–256.

3. **Андрущик Л.О., Корнюшин Ю.В., Ошкадеров С.П.** Формирование межчастичных соединений при электроконтактном спекании металлических порошков // Металлофизика. 1991. Т. 13. № 10. С. 110–121.

4. **Мешков В.В., Мышкин Н.К., Свириденок А.И.** О методе расчета технологических параметров процесса электроспекания проводящих порошков // Порошковая металлургия. 1984. № 3. С. 36–39.

5. **Алиев И.И.** Электротехнический справочник. 4-е изд., испр. М.: РадиоСофт, 2006. 384 с.

6. **Электротехнический** справочник: в 4-х т. Т. 1. Общие вопросы. Электротехнические материалы / под ред. В.Г. Герасимова и др. 9-е изд., стер. М.: Изд-во МЭИ, 2003. 440 с.

7. **Аль-Хасани С.Т.С.** Электроразрядное уплотнение порошков // Прогрессивные технологические процессы в порошковой металлургии. Минск.: Вышэйш. школа, 1982. С. 81–89.

8. **Полипченко А.В., Белоусов В.Я., Цитрин А.И., Хомченко А.Н.** Моделирование температурного поля при прямом электрическом нагреве порошковых материалов // Порошковая металлургия. 1983. № 10. С. 65–68.

9. **Мальцев И.М.** Электроимпульсно-спеченный при прокатке порошковой композиции антифрикционный уплотнительный материал // Материаловедение. 2005. № 6. С. 53–55.

10. **Электропрокатные** уплотнительные материалы: учеб. пособие / Г.Н. Гаврилов, И.М. Мальцев, В.К. Сорокин, Л.А. Пырялов, В.М. Парышев. Н. Новгород: НГТУ, 2007. 109 с.

Илья Михайлович Мальцев, канд. техн. наук,
Maltcev@nntu.nnov.ru

УДК 669.18

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

Особенности термоциклической обработки стали ШХ15

Дана оценка различным методам повышения стойкости холодновысадочных штампов методами термоциклической обработки.

Ключевые слова: термоциклическая обработка; шарикоподшипниковая сталь; стойкость; закалка; отпуск.

The estimation of the various methods of increasing resistance of cold upsetting dies by thermocyclic treatment methods is given.

Keywords: thermocyclic treatment; ball bearing steel; resistance; hardening; tempering.

Шарикоподшипниковую сталь широко применяют не только как подшипниковую. Из нее, как правило, на подшипниковых заводах изготовляют штамповый инструмент для холодного деформирования или слесарный инструмент. На многих заводах из ШХ15 изготовляют Х-образные отвертки, которые используют при сборке автомобилей.

Литературные данные [1, 2] свидетельствуют об эффективности применения *термоциклической обработки* (ТЦО) маятникового типа для повышения стойкости быстрорежущих сталей (литых и пластически деформированных), в которых для оценки возможности повышения стойкости холодно-высадочных штампов методами ТЦО был выполнен эксперимент, в котором варьировали температуру первой закалки $P_з$, температуру и кратность промежуточного отпуска $P_о$ и n, температуру окончательной закалки $T_з$ и отпуска $T_о$. После закалочных температур и промежуточного отпуска матрицы охлаждали водой. Длительность выдержки при промежуточном отпуске определяли только длительностью прогрева инструмента на всю глубину.

Эксперимент был выполнен на основе планируемого экстремального плана 2^{5-2}, в котором: $T_з \to x_1$; $P_о \to x_2$; $n \to x_3$; $P_з \to x_4\,(x_4 = x_1\,x_2)$; $T_о = x_5\,(x_5 = x_2\,x_3)$. Варианты термообработки, реализованные в соответствии с матрицей планирования, представлены на рис. 1.

Стойкость матриц определяли по числу годных роликов, изготовленных в соответствии с допусками по размерам. Причинами выхода из строя инструмента являлись либо потеря размеров ("раздутие") вследствие пластической деформации гравюры, либо появление "рябой" фаски вследствие пластического смятия гравюры, либо появление трещин в углах сопряжения основания с боковой поверхностью.

На рис. 1 верхние числа – температура – соответствуют верхним номерам обработки. Например, вариант № 3 включает в себя первую закалку $P_з = 840$ °С, двухкратный

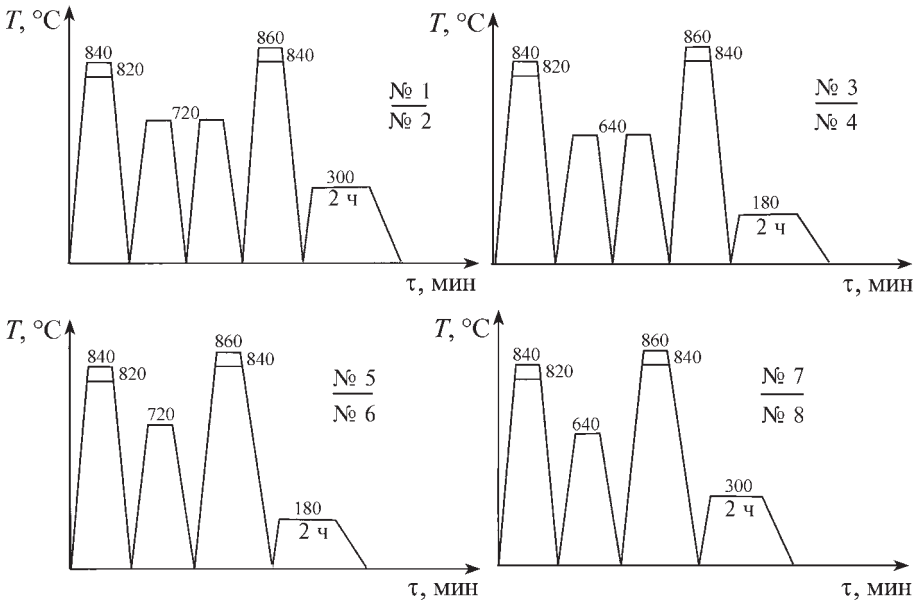


Рис. 1. Режимы ТЦО матриц из ШХ15 для холодной высадки роликов:
1–8 – номера режимов термической обработки, реализованных в соответствии с матрицей планирования

Релаксационные характеристики стали ШХ15

Номер режима по рис. 2	$Q^{-1} \cdot 10^4$	$Q_u^{-1} \cdot 10^4$	g	$E \cdot 10^{-4}$, МПа	$n_М$	N, шт.
1	4,9	3,1	0,163	20,60	1,130	1600
2	5,1	2,8	0,451	20,40	1,082	1600
3	5,9	3,7	0,379	20,30	1,155	3600
4	5,6	4,2	0,250	20,56	1,167	6700
5	5,3	2,5	0,337	20,62	1,189	4000
6	5,9	2,8	0,525	20,48	–	2550
7	6,8	3,8	0,441	20,39	–	1600
8	7,5	4,5	0,400	19,62	–	2000
9	6,9	4,9	0,289	20,11	–	–
10	7,4	3,9	0,473	10,59	–	–
11	3,9	2,8	0,282	20,78	–	–

отпуск при 640 °С и окончательные закалку $T_з$ = 860 °С и отпуск $T_о$ = 180 °С, $\tau_о$ = 2 ч.

Результаты испытаний на стойкость повариантно следующие: 1 – 1600; 2 – 1600; 3 – 3600; 4 – 6700; 5 – 4000; 6 – 2550; 7 – 1600; 8 – 2000. По этим данным было построено уравнение регрессии для стойкости:

$$N = 2750 - 250\,x_1 - 525\,x_2 + 425\,x_3 + 625\,x_4 - 1250\,x_5,$$

где $x_1 = \dfrac{T_з - 850}{10}$; $x_2 = \dfrac{P_о - 680}{40}$; $x_3 = +1$ при $n = 2$, $x_3 = -1$ при $n = 1$; $x_4 = \dfrac{P_з - 830}{10}$; $x_5 = \dfrac{T_о - 240}{60}$, $-1 \le x_i \le 1$.

Из уравнения видно, что для повышения стойкости инструмента следует поддерживать $T_з$, $P_о$ и $T_о$ на нижнем уровне, а n и $P_з$ на верхнем. С учетом ограничений на x_i максимальная стойкость, достигаемая при ТЦО согласно уравнению, составляет 6025 шт.

Для дальнейшего повышения стойкости осуществлено движение по градиенту функции. При учете ограничений, вытекающих из экономических и теплотехнических соображений: $P_з \le 840$ °С; $T_о \ge 180$ °С, $n = 1$, был предложен следующий вариант ТЦО: $P_з$ = 840 °С; $P_о$ = 550 °С; $n = 1$; $T_з$ = 840 °С; $T_о$ = 180 °С, который позволил получить стойкость 6000...8000 роликов. С учетом стойкости, получаемой при типовой обработке, здесь достигнуто повышение стойкости инструмента в среднем примерно в 3 раза.

Режим, аналогичный изложенному, был испытан на ВАЗе при изготовлении деталей из ШХ15. Режим включает в себя: $P_з$ = 850 °С; $P_о$ = 550 °С; $\tau_п$ = 15 мин; $T_з$ = 850 °С; $T_о$ = 180 °С; $\tau_о$ = 60 мин.

Стойкость деталей при работе на главном конвейере повысилась в среднем в 1,8 раза. Следует заметить, что на практике не всегда следует разделять во времени операции предварительной закалки и отпуска от окончательных. В случае массивных штампов (в данном случае под массивным будем понимать штампы с толщиной стенки более 30...40 мм) можно осуществлять ТЦО лишь поверхностных слоев, прилегающих к гравюре штампа.

Подбором длительности охлаждения при прерывистой закалке и паузы до начала следующего охлаждения можно добиться закалки и отпуска поверхностных слоев за счет аккумулированного во внутренних объемах тепла. Такой режим ТЦО экономичен и мобилен. Реализацию его на матрицах из ШХ15 ($d_{вн}$ = 17 и 10 мм, $d_{нар}$ = 110 мм) для штамповки роликов осуществляли путем нагрева штампа в камерной печи до $P_з = T_з$ = 810 °С ($\tau_з$ = 45 мин) с последующим спрейерным охлаждением внутренней полости в течение 50 с, затем охлаждение прерывалось на 60 с и вновь возобновлялось на 60 с, после чего матрица помещалась в камерную печь, где нагревалась 5...8 мин и окончательно закаливалась в спрейерном устройстве до комнатной температуры. Отпуск проводили по обычной технологии при $T_о$ = 180 °С. Расчеты подтвердили факт отпуска при $P_о$ = 600 °С, а экспериментальные испытания показали, что стойкость инструмента составляет 5500...6000 роликов.

Режим ТЦО, включающий в себя предварительные закалку и отпуск, дает положительный результат и при обработке пуансонов с d = 12,8 и 12,85 мм для холодного вдавливания из сталей 55СВФА, 55СМФА и 55СХА. Термообработку осуществляли в соляных ваннах по режиму: $P_з$ = 800 °С; $P_о$ = 550 °С; $T_з$ = 860 °С; $n = 1$; $T_о$ = 230 °С; $\tau_о$ = 1 ч.

Для оценки влияния параметров термической и термоциклической обработок на структуру стали ШХ15 был выполнен эксперимент, в котором варьировали температуру и число закалок, а также промежуточный высокотемпературный отпуск. Наряду со структурой исследовали инкремент и декремент затухания, а также модуль упругости стали, теплостойкость и константу Мейера.

Варианты термической обработки (11 режимов) представлены на рис. 2. В них варьировали: температуру вто-

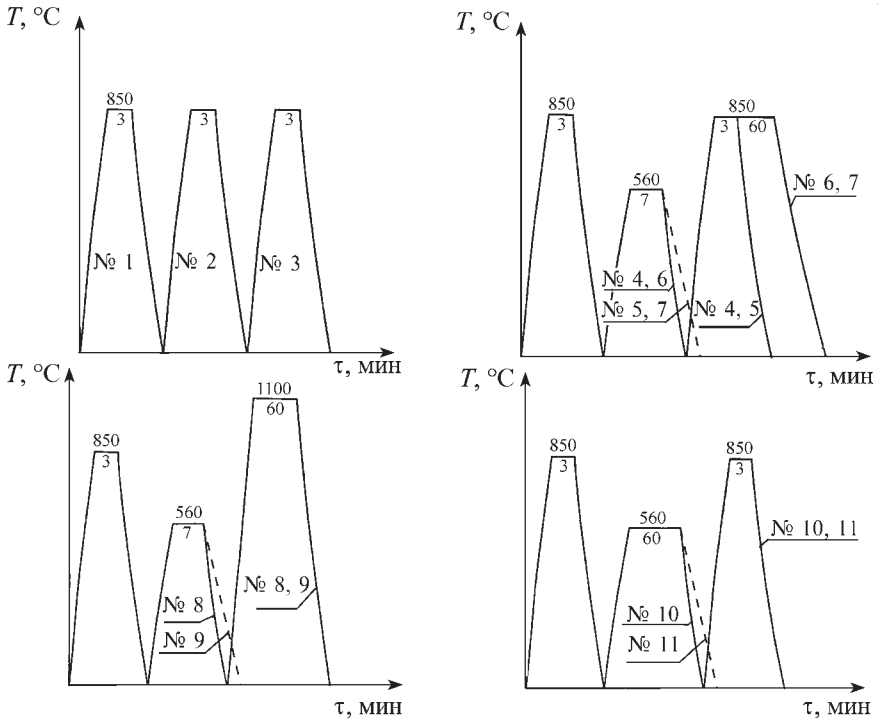


Рис. 2. Варианты термической обработки стали ШХ15:
1–11 – номера режимов термоциклической обработки, при которых варьировали: температуру второй закалки, число закалок, а также длительность выдержки при $P_о$ и $T_з$

ТЦО с кратковременными выдержками как при отпуске, так и при закалках приводит к росту Q^{-1} по сравнению с однократной закалкой. Это указывает на большую подвижность дислокаций вследствие легкого перемещения точечных дефектов к узлам закрепления по механизму Бауэра. Близость Q^{-1} и $Q_и^{-1}$ указывает на стабильность структуры. Увеличение разницы между Q^{-1} и $Q_и^{-1}$ является следствием смены условий закреплений дислокации примесями при малых и больших амплитудах колебаний.

рой закалки, число закалок, а также длительность выдержки при $P_о$ и $T_з$. Фрактограммы с изломов для режимов № 5 и 11 приведены на рис. 3.

Анализ структурных изменений показал, что при проведении двух закалок происходит измельчение зерна от 7–8 балла до 9–10 балла по сравнению с однократной закалкой. В результате обработки по режиму № 5 зерно измельчается до 11–12 балла. Увеличение температуры закалки приводит к огрублению зерен. При этом излом вместо вязкого ямочного превращается в крупнокристаллический межкристаллитный (см. рис. 3).

В таблице приведены данные декремента Q^{-1}, инкремента $Q_и^{-1}$ затухания, характеристика $g = \dfrac{Q^{-1} - Q_и^{-1}}{Q^{-1}}$, константа Мейера $n_М$ и модуль упругости стали ШХ15 после обработки по вариантам, приведенным на рис. 2.

Из данных таблицы видно, что для большинства режимов обработки инкремент и декремент затухания существенно отличаются. Это указывает на различную склонность материала к рассеянию энергии в условиях увеличивающейся и уменьшающейся амплитуд колебаний. При этом модуль упругости изменяется незначительно. Максимальных значений декремент достигает при обработке по режимам № 7–10, а инкремент – по режимам № 8 и 9. Минимум Q^{-1} и $Q_и^{-1}$ наблюдается при вариантах обработки № 1 и 11.

С увеличением числа закалок при ТЦО и проведении промежуточного отпуска изменяются: степень легированности и однородности матрицы, размер зерна, плотность дислокаций, концентрация вакансий, а также количество остаточного аустенита. Доля вклада каждого из указанных факторов может существенно меняться от режима к режиму. Тем не менее видно, что проведение

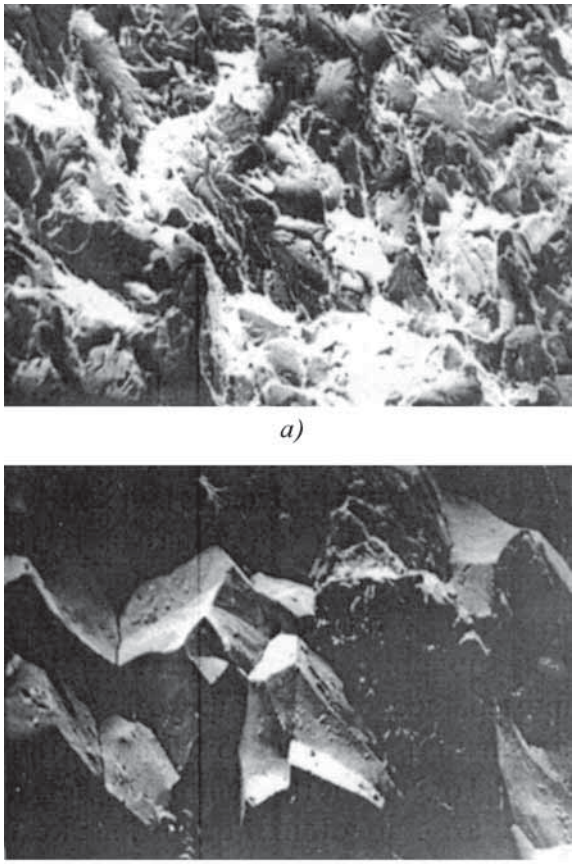


Рис. 3. Фрактограмма с изломов стали ШХ15 после обработки по режимам, приведенным на рис. 2:
а – № 5; *б* – № 11

Высокие значения одновременно Q^{-1} и Q_u^{-1} после обработки по режимам № 8 и 9 – результат существенного роста зерна и увеличения количества остаточного аустенита. Анализ характеристики Мейера n_M показал, что при проведении ТЦО увеличивается подвижность дислокаций, что дополнительно подтверждает приведенное выше. Кроме того, выполненные исследования кинетики изменения твердости HRC в процессе отпуска стали при 600 °С показали, что после обработки по режимам № 4 и 5 происходит более интенсивное снижение твердости стали особенно в начальный период выдержки.

Таким образом, результаты по применению термической обработки по режимам, включающим в себя промежуточный кратковременный отпуск между двумя закалками, приводят к формированию мелкозернистой структуры, хорошо приспосабливающейся к внешним нагрузкам на начальном этапе эксплуатации, что способствует перераспределению напряжений и увеличению стойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С.** Термоциклическая обработка быстрорежущей стали Р18 // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 6. С. 37–40.

2. **Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С., Морозова Е.А.** Форсированная обработка стали 1ХН3А // Журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2010. № 11. С. 22–23.

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

УДК 624.07:534.1

А.А. Жуков, О.В. Новикова *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)*

К вопросу усталостного разрушения рабочих лопаток ГТД

Рассмотрено влияние химического состава на зарождение усталостных трещин в сплаве ЖС6У-ВИ. Показано изменение коэффициента формы γ'-фазы рабочих лопаток в процессе наработки.

Ключевые слова: усталостное разрушение; γ'-фаза; химический состав; коэффициент формы; структурные и фазовые превращения.

The effect of chemical compound on fatigue cracks nucleation in alloy ZhS6U-VI is considered. Change the form factor of γ'-phase on blades in process of service life are shown.

Keywords: fatigue fracture; γ'-phase; chemical compound; form factor; structual and phase transformations.

Надежность конструкции ГТД и его узлов, подверженных воздействию циклических нагрузок, связана с усталостным разрушением. Статистический разброс сопротивления усталости вследствие различных технологических и эксплуатационных факторов значительно снижает надежность ГТД и, в частности, лопаток турбины. По данным [1, 2], разрушение лопаток вследствие механической усталости составляет ~33 %, МЦУ ~9,5 %, от совместного воздействия вибрации и МЦУ ~41,5 %, в то же время разрушения, связанные с исчерпанием длительной прочности, составляют ~16 %.

Источниками усталостного разрушения лопаток являются локальные макро- и микрообъемы, в которых уровень действующих напряжений значительно превосходит средний по всему объему (сечению), т.е происходит концентрация напряжений.

Для конструкционных сталей и сплавов, применяемых в современных ГТД, характерна повышенная чувствительность к концентрации напряжений q_σ в условиях циклических переменных нагрузок. Однако в условиях повышенных температур чувствительность к концентрации напряжений снижается в 2–3 раза. Так, например, для литейных сплавов типа ЖС при комнатной температуре $q_\sigma = 0{,}75...0{,}80$, а в диапазоне температур 700...900 °С $q_\sigma = 0{,}25...0{,}35$.

Следует также учитывать, что одновременно с уменьшением q_σ снижается и сопротивление пластической деформации. Поэтому при повышенных температурах пластическая деформация протекает с большей скоростью, особенно в микрообъемах с концентраторами напряжений. В результате происходит полное исчерпание запаса пластичности в микрообъемах и возникают микротрещины.

Зарождение и развитие усталостных трещин инициируется процессами структурных и фазовых превращений, в частности, вследствие образования σ-фазы в жаропрочных Ni-сплавах [3, 4].

Учитывая, что усталостные трещины, как правило, зарождаются с поверхности, целесообразно характеристики поверхностного слоя условно разделить на следующие группы [5]:

1. Структурные характеристики: фазовый состав, размеры морфологии фаз, зерен, кристаллических блоков,

плотность дислокаций, концентрация вакансий, внутренние накопления энергии.

2. Характеристики химического состава: общий химический состав и его отличие в поверхностном слое, градиенты концентраций отдельных элементов по глубине поверхностного слоя, наличие и величина ликвационных неоднородностей химического состава, а также равновесных сегрегаций, межфазовое распределение элементов, зернограничные изменения химического состава, вызванные фазовыми и структурными превращениями.

3. Деформационные характеристики: различие пластичности и твердости в объеме сплава и в поверхностном слое, неравномерность свойств в микрообъемах, различие пластических и прочностных свойств фаз и структурных составляющих, образующих микроструктуру поверхностного слоя, распределение остаточных напряжений в поверхностном слое.

4. Геометрические характеристики: общая глубина поверхностного слоя (слоя с измененной структурой и свойствами), протяженность различных зон поверхностного слоя, параметры шероховатости поверхности.

Таким образом, усталостное разрушение поверхностного слоя рабочих лопаток ГТД обусловлено: во-первых, воздействием внешних эксплуатационных параметров, во-вторых, характеристиками технологической наследственности материала, к которым относятся локальная неоднородность химического и фазового состава, уровень остаточных напряжений, степень наклепа.

В данной работе выполнено комплексное исследование особенностей высокотемпературного усталостного разрушения рабочих лопаток ГТД из сплава ЖС6У-ВИ. В первой части работы приведен анализ взаимосвязи химического состава и усталостной долговечности. Вторая часть работы посвящена исследованию влияния структурных и фазовых превращений на усталостное разрушение лопаток.

В работе [6] методом главных компонент установлена взаимосвязь между химическим составом сплава ЖС6У-ВИ (по основным легирующим элементам) и вероятностью усталостного разрушения.

Сложность проблемы заключается в том, что усталостные трещины возникают в лопатках и образцах, химический состав сплава которых полностью соответствует требованиям ОСТ 1.90126–85. В то же время известно, что соотношение некоторых базовых компонентов даже при содержании их в норме ОСТ 1.90126–85 может оказать отрицательное влияние на свойства сплавов вследствие образования σ-фазы, диссоциации γ'-фазы и карбидных превращений.

Известно о влиянии нерегламентируемых (примесных) компонентов сплава на изменение структуры и свойств в условиях длительной эксплуатации.

Для оценки влияния химического состава сплава ЖС6У-ВИ на вероятность появления усталостных трещин проведен полный анализ химического состава сплава методом масс-спектрометрии на пробах от двух партий лопаток по пять штук в каждой партии:

проба № 1 – лопатки без усталостных трещин;

проба № 2 – лопатки с усталостными трещинами.

Полный химический состав определяли методом искровой масс-спектромектрии на масс-спектрометре с двойной фокусировкой JMS-BM2. Масс-спектры с высоким разрешением регистрировались на фотопластинки Ylford-Q. Для количественной интерпретации масс-спектров применяли микротвердомер МДМ6, совмещенный с мини-ЭВМ NOVA4. Содержание легких элементов (H, C, N, O) определяли методом высокотемпературной экстракции. Случайная погрешность результатов анализа характеризуется относительным стандартным отклонением для JMS-BM2 0,15...0,30. Указанная методика обеспечивает высокую точность и достоверность данных по химическому составу обеих проб сплава.

Результаты анализа химического состава сплавов лопаток без трещин (проба № 1) и с трещинами (проба № 2) представлены в таблице (анализ выполнен в лаборатории масс-спектрометрии и хроматографии НИИ физической химии, г. Москва). Из таблицы видно, что содержание Nb и Mo в пробе от лопатки с трещинами в 1,5–2,0 раза больше, чем в пробе от лопатки без трещин. Это может приводить к образованию игольчатой (тонкопластинчатой) σ-фазы (Ni_3Nb) или *n*-фазы $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$, которые, являясь концентраторами напряжений, могут существенно снижать усталостную прочность.

В пробе от лопатки с трещинами суммарное содержание (C + N) = 1505 ppm значительно меньше, чем в пробе от лопатки без трещин (C + N) = 2128 ppm. В результате этого, по-видимому, не обеспечено требуемое карбонитридное упрочнение сплава в пробе № 2.

Существенное различие отмечено также по содержанию рафинирующих и модифицирующих элементов. Так, суммарное содержание (Na + K + Ca + Li + La) в пробе от лопатки с трещинами почти в 4 раза меньше, чем в пробе от лопатки без трещин, а суммарное содержание модифицирующих элементов в пробе от лопатки с трещинами (Y + Zr + Ce) = 455, т.е. в 1,5 раза меньше, чем в пробе от лопатки без трещин, (Y + Zr + Ce) = 717.

В пробе от лопатки с трещинами содержание примесей (Mg + Zn) = 25, а в пробе от лопатки без трещин (Mg + Zn) < 4.

Комментируя указанные выше различия примесного состава, необходимо подчеркнуть следующее.

Во-первых, все перечисленные элементы являются в той или иной степени поверхностно-активными в никелевых сплавах. Поэтому они концентрируются по границам зерна или раздела фаз и сильно влияют на все зернограничные процессы. Одни элементы (Ce, Zr, La, Y) упрочняют зернограничные области и повышают их стабильность и способность сопротивляться микропластическим деформациям; другие элементы (Zn, Mg) напротив, оказывают разупрочняющее действие и ускоряют процесс формирования зародышей усталостных трещин. С этой точки зрения роль микро- и субмикропримесей поверхностно-активных элементов может оказаться определяющей в формировании усталостной прочности сплавов.

Во-вторых в результате производственного контроля невозможно определить содержание примесных элемен-

Полный химический состав проб сплава ЖС6У-ВИ

Элемент	Содержание элементов, ppm			Элемент	Содержание элементов, ppm		
	Проба № 1	Проба № 2	ОСТ 1.90126–85		Проба № 1	Проба № 2	ОСТ 1.90126–85
H	4	6	–	Cu	40	20	–
Li	0,1	0,02	–	Zn	1	5	–
Be	< 0,02	< 0,02	–	Ga	8	10	–
B	20	30	≤ 0,035	As	4	4	–
C	2100	1500	0,13...0,20	Se	< 0,9	< 0,9	–
N	28	5	–	Rb	< 1	< 0,8	–
O	410	560	–	Sr	< 2	6	–
F	0,1	0,2	–	Y	10	50	≤ 0,01
Na	3	1	–	Zr	700	400	≤ 0,04
Mg	< 3	29	–	Nb	1000	2000	0,8...1,2
Al	В пределах нормы		5,0...6,0	Mo	2000	3000	1,2...2,4
Si	200	200	≤ 0,4	Cd	< 1	< 0,3	–
P	< 3	5	≤ 0,015	Sn	< 1	< 0,8	–
S	30	20	≤ 0,01	Sb	< 0,02	< 0,2	–
Cl	6	4	–	Ba	4	< 0,6	–
K	40	3	–	La	4	2	–
Ca	30	10	–	Ce	7	8	≤ 0,02
Sc	30	0,7	–	Ta	7	7	–
Ti	В пределах нормы		2,0...2,9	W	В пределах нормы		9,5...11,0
V	6	8	–	Pb	< 3	< 3	≤ 0,001
Cr	В пределах нормы		8,0...9,5	Bi	< 1	< 1	≤ 0,00005
Mn	20	20	≤ 0,4				
Fe	1000	900	≤ 0,1				
Co	В пределах нормы		9,0...10,5				
Ni			Основа				

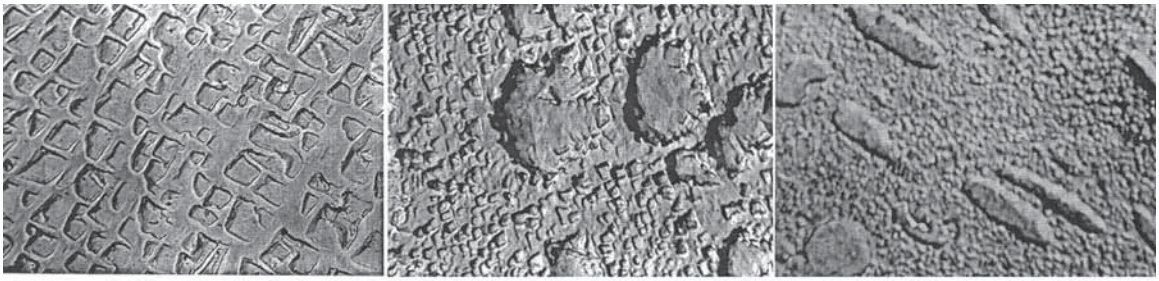
Примечание. Результаты масс-спектрометрии представлены в массовых частях на миллион, следовательно 1 ppm = 0,0001 %.

тов с высокой точностью, которую требует проведенный анализ. Поэтому обе пробы в заводских условиях будут оцениваться как полностью идентичные по химическому составу при наличии равенства содержания легирующих элементов. Различие усталостных характеристик в этом случае окажется невозможным.

Можно предположить, что детальный статистический анализ химического состава сплава позволит выявить ряд недопустимых или нежелательных соотношений легирующих элементов в пределах нормативных требований. В любом случае необходимо избегать предельных (крайних) суммарных содержаний σ- и γ′-образующих элементов.

Основные взаимозависимости состав–структура–свойства для жаропрочных никелевых сплавов достаточно хорошо известны по многочисленным работам. При длительной эксплуатации жаропрочных сплавов возникновение дефектов типа микротрещины происходит в зонах локального изменения структуры, химического и фазового состава. При этом формирование строения и свойств поверхностного слоя в значительной мере обусловлено процессами пластического деформирования материала в микро- и макрообъемах.

При этом в результате пластической деформации плотность дислокаций увеличивается на 2–3 порядка [5]. В жаропрочных сплавах торможение дислокаций происходит на частицах упрочняющей γ′-фазы. Возрастание скрытой энергии деформации поверхностного слоя повышает термодинамическую неустойчивость материала и диффузионную подвижность атомов. Это приводит к неблагоприятным структурным и фазовым превращениям в поверхностном слое, особенно в условиях циклических температурно-силовых воздействий, характерных для эксплуатации турбинных лопаток ГТД. В результате процесс усталостного разрушения при повышенных температурах (особенно в реальных условиях эксплуатации изделий) является значительно более сложным для теоретического анализа и экспериментальных исследований. Причем процесс высокотемпературной усталости



а) *б)* *в)*

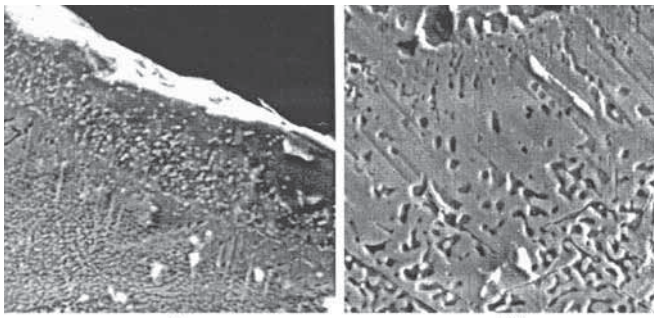
Рис. 1. Изменение γ′-фазы в процессе эксплуатации (×10000):
а – исходное состояние; *б* – после 3000 ч; *в* – после 7000 ч

не может рассматриваться в отрыве от фазовых и структурных превращений в сплаве.

Некоторые закономерности этих процессов рассмотрены на примере сплава ЖС6У-ВИ. На рис. 1 показано изменение морфологии γ′-фазы в процессе термоциклического воздействия. В исходном состоянии (см. рис. 1, *а*) упрочняющая γ′-фаза распределена равномерно по сечению лопатки в форме равноосных кубических включений размером 0,15...0,5 мкм и коэффициентом формы $K_ф$ = 0,98 согласно [7].

После эксплуатации лопаток в течение ~3000 ч наблюдается измельчение (дробление) γ′-фазы (см. рис. 1, *б*), а также коагуляция ее включений. Разрывы скоагулированных включений достигают 1,5...2,0 мкм. Коэффициент формы таких глыбообразных скоагулированных фаз составляет $K_ф$ = 2,0...2,5. При дальнейшей эксплуатации ~7000 ч скоагулированные включения вытягиваются (см. рис. 1, *в*), что обусловлено длительным воздействием высоких температур и растягивающих (центробежных) сил. Естественно, что такие эллипсоидные включения γ′-фазы с $K_ф$ = 2,0...3,2 являются концентраторами напряжений и существенно повышают чувствительность сплава к усталостному разрушению. Еще в большей степени повышается чувствительность поверхностного слоя лопатки к усталостному разрушению в результате образования в нем игольчатых фаз, ориентированных перпендикулярно к поверхности. Из рис. 2, *а* хорошо видно, что на начальной стадии эксплуатации (~1500 ч) игольчатые фазы образуются под алитированным слоем, а при дальнейшей эксплуатации (~5000 ч) игольчатые фазы проникают в алитированный слой (рис. 2, *б*), существенно снижая его усталостную прочность. Внешний вид трещин на входной кромке лопатки приведен на рис. 3. Анализ характера распределения трещин дает основание предполагать, что выход трещин на поверхность взаимосвязан с формированием игольчатой фазы.

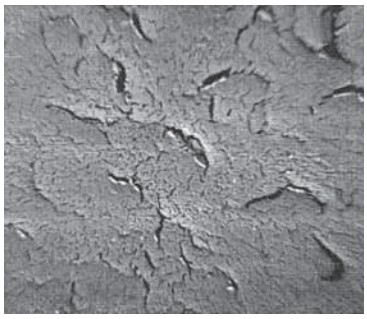
Методом микрорентгеноспектрального анализа (локальность 1,0 мкм) на установке COMEBAX выявлено распределение элементов в игольчатой фазе (рис. 4). Установлено, что игольчатая фаза содержит Co, Cr, W, Mo. Это дает основание предполагать, что образовавшиеся игольчатые выделения представляют собой σ-фазу, химический состав которой соответствует формуле $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$.



а) *б)*

Рис. 2. Формирование игольчатой σ-фазы в процессе эксплуатации (×100):
а – после 1500 ч; *б* – 5000 ч

Рис. 3. Внешний вид трещин на входной кромке лопатки после эксплуатации (×500)



Фрактографический анализ усталостных изломов лопаток после эксплуатации в течение 3000...4000 ч позволил четко выявить основные стадии высокотемпературного усталостного разрушения. На рис. 5, *а* видны следующие характерные зоны усталостного разрушения:

1 – зона возникновения усталостной трещины (очаг) и квазихрупкого развития с элементами ручьистого скола;

2 – зона ускоренного развития трещины с образованием транскристаллитных сколов;

3 – зона долома по механизму межкристаллитного хрупкого разрушения.

Для более детального анализа излома необходимо использовать большие увеличения. Результаты этого исследования представлены на рис. 5, *б–г*.

На начальной стадии эксплуатации (в течение ~2000 ч) трещины на лопатках отсутствуют и, более того,

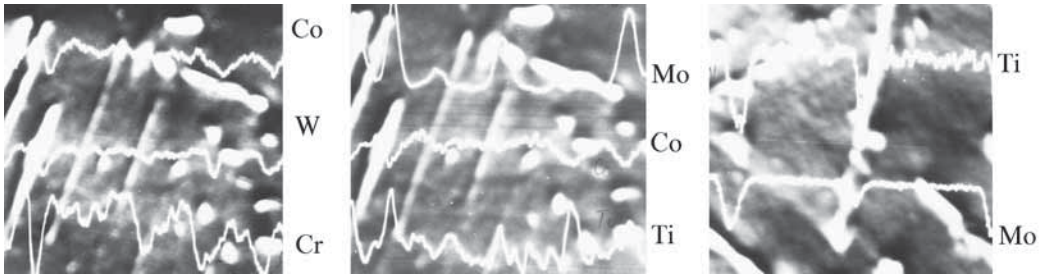


Рис. 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа

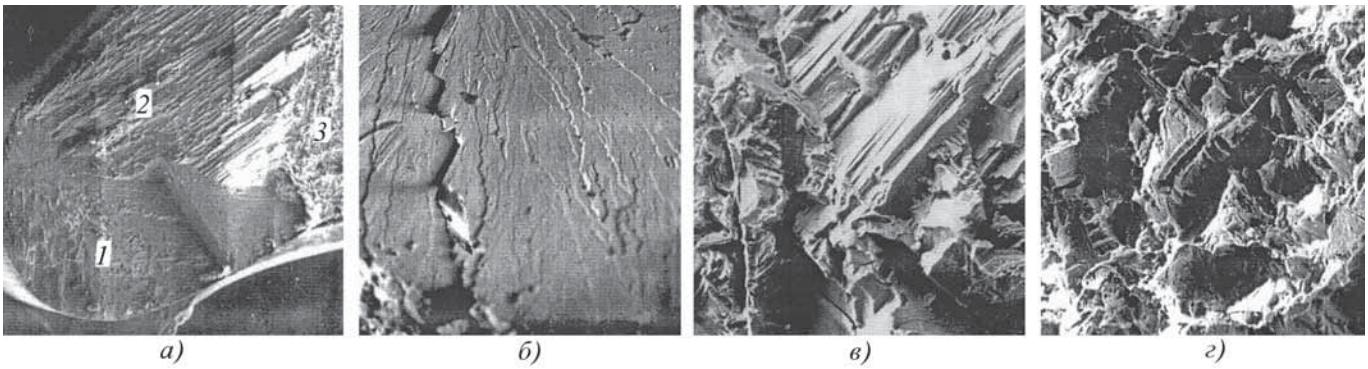


Рис. 5. Результаты фрактографического анализа:
а: *1–3* – зоны усталостного разрушения, ×200; *б*: зона *1* – ручьистый скол; *в*: зона *2* – транскристаллитные сколы; *г*: зона *3* – зона долома; *б–г* – ×700

по данным [8], остаточная долговечность при усталостных испытаниях лопаток в резонансном режиме при собственной частоте 500...600 Гц на стенде ВЭДС-200 повышалась на порядок. Затем происходило монотонное снижение остаточной долговечности вследствие образования на поверхности лопаток усталостных трещин (см. рис. 5, *б*). Этот процесс усиливается в результате коагуляции γ'-фазы, образования игольчатой σ-фазы, а также вследствие повышенной хрупкости алитированного слоя, используемого для защиты поверхности лопаток и газовой коррозии.

Неблагоприятная ориентация γ'-фазы (см. рис. 5, *в*), нарушение когерентности границ γ-матрицы и γ'-фазы и процессы дальнейшего упорядочения приводят к существенному снижению пластичности и развитию второй стадии усталостного разрушения (см. рис. 5, *а*, *в*). Дальнейшая эксплуатация лопаток приводит к образованию сплошных выделений карбидных фаз по границам зерен, что и обусловливает усталостный долом лопаток (рис. 5, *а*, *г*).

Таким образом, предполагаемый механизм зарождения и развития трещин усталости в условиях повышенных температур в значительной степени обусловлен процессами структурных и фазовых превращений, предшествующих появлению и дальнейшему развитию трещин. На необходимость учета влияния подготовленной стадии на усталостную долговечность указано в работе [9], в которой предложен метод расчета усталостной долговечности, основанный на термодинамической теории прочности и учитывающий параметры качества поверхностного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Акимов В.М.** Основы надежности газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1981. 207 с.

2. **Петухов А.Н.** Сопротивление усталости деталей ГТД. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.

3. **Жаропрочность** литейных никелевых сплавов и их защита от окисления / Б.Е. Патон, Г.В. Строганов, С.Т. Кишкин и др. Киев: Наукова думка, 1987. 256 с.

4. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.

5. **Сулима А.М., Евстигнеев М.И.** Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей ГТД. М: Машиностроение, 1980. 140 с.

6. **Структурный** анализ химического состава сплава ЖС6У-ВИ с целью прогнозирования усталостных трещин на лопатках турбины ГТД / В.М. Воздвиженский, А.А. Жуков, В.Н. Шишкин, В.А. Семенов, О.В. Виноградова // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2002. № 1. С. 95–101.

7. **Жуков А.А., Новикова О.В.** Влияние циклических температурно-силовых воздействий на структуру и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 11. С. 43–49.

8. **Гайдук В.В., Морозов Л.В., Омельченко В.В.** Изменение структуры и свойств материала лопаток турбомашин в процессе эксплуатации. Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов. М.: Наука, 1976. С. 27–30.

9. **Мухин В.С., Щипачев А.М.** Метод расчета усталостной долговечности металлов при высокотемпературной эксплуатации // Известия вузов. Авиационная техника. 2001. № 3. С. 7–9.

Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук,
nis@rgata.ru;
Ольга Викторовна Новикова

УДК 621.9.048

Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Н.С. Зубков
(Тверской государственный технический университет),
В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Д.Н. Романенко
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)

Влияние газолазерной резки на структуру и свойства машиностроительных сталей*

Приведены результаты исследований микроструктуры и состояния поверхностных слоев быстрорежущих сталей после газолазерной резки (ГЛР). Проведена оценка возможности получения после ГЛР требуемой геометрии режущих кромок.

Ключевые слова: газолазерная резка; зона лазерного воздействия; быстрорежущая сталь; микротвердость; упрочнение; штамп.

Study of the microstructure and condition of high-speed steel surface layers after gas laser cutting (GLC) are given. Potentialities of producing cutting edges of required geometry after GLS is discussed.

Keywords: gas laser cutting; zone of laser influence; high speed steel; microhardness; hardening; punch.

К материалу пуансонов и матриц *координатно-револьверных прессов* (КРП) предъявляют требования высокой твердости, износостойкости при наличии достаточной вязкости и теплостойкости, поскольку производительность современных КРП может достигать 1200 мин$^{-1}$ и процесс деформирования сопровождается разогревом режущих кромок. Одним из способов экономии дорогостоящих высоколегированных сталей и повышения долговечности пуансонов и матриц КРП является наплавка их режущих кромок инструментальными сталями [1, 2].

При применении дуговой наплавки быстрорежущими сталями рабочих частей пуансонов и матриц разделительных штампов КРП образуются большие припуски на механическую обработку. Наплавленный слой имеет высокую твердость 62...64 HRC, что затрудняет дальнейшую механическую обработку. Применение *газолазерной резки* (ГЛР) позволяет значительно улучшить технологический цикл изготовления инструмента [2, 3].

В данной статье показана возможность получения после ГЛР требуемой геометрии режущих кромок при изготовлении пуансонов и матриц разделительных штампов КРП.

Для проведения исследований была изготовлена небольшая партия пуансонов и матриц вырубных штампов. На заготовки из среднеуглеродистой низколегированной стали 30ХГСА дугой прямого действия на постоянном токе обратной полярности в защитной среде аргона была осуществлена наплавка рабочих частей штампа порошковой проволокой, по химическому составу близкой к быстрорежущей стали Р2М8.

С помощью ГЛР удаляли припуски наплавленного металла. ГЛР проводили на лазерном комплексе Bysprint2 фирмы Bystronic на режимах, обеспечивающих минимальную шероховатость оплавленной поверхности.

Микроструктуру упрочненного слоя исследовали по торцевым сечениям образцов на оптическом металлографическом микроскопе МИМ-8 с цифровой видеокамерой. Упрочнение и глубину закаленного слоя оценивали по микротвердости наплавленного металла в *зоне лазерного воздействия* (ЗЛВ) на ПМТ-3 согласно ГОСТ 2999–75. Отпечатки микроиндентора выполняли с шагом 50 мкм от края образца на глубину 500 мкм.

При исследовании микроструктуры биметаллических образцов выявлена ЗЛВ (рис. 1) в основном и наплавленном металлах. ЗЛВ, возникшая в процессе газолазерной резки, имеет характерную слоистую структуру (рис. 2).

В общем случае наблюдается три слоя с качественно различающимися по своей природе фазовыми превращениями. Зона закалки из жидкой фазы – это слой оплавленного металла, зона закалки из твердой фазы – слой металла, претерпевшего структурные и фазовые изменения, переходная зона – слой перехода к основе, остающейся без изменений.

Зона оплавления глубиной до 30 мкм имеет достаточно однородное дендритно-ячеистое строение и состоит из первичных зерен аустенита, мартенсита и некоторого количества растворившихся карбидов с размером зерна менее 5 мкм (рис. 3, *а*).

Рис. 1. Макроструктура биметаллической пластины:
1 – ЗЛВ в наплавленной быстрорежущей стали Р2М8; *2* – ЗЛВ в конструкционной стали 30ХГСА; *3* – зона термического влияния, образовавшаяся при наплавке стали

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы.

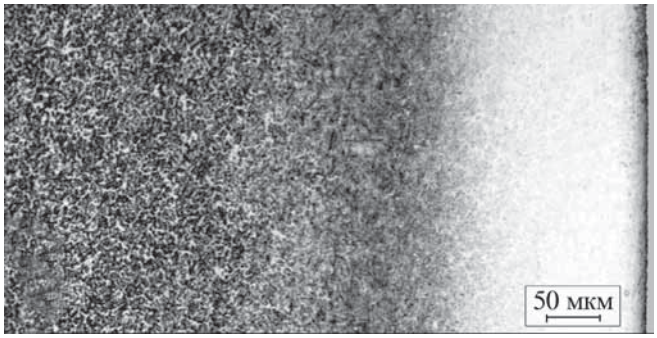


Рис. 2. Микроструктура слоев упрочненного металла, возникших в процессе газолазерной резки

Микротвердость этого слоя значительно выше микротвердости исходной структуры, но несколько ниже микротвердости второго слоя. Повышение микротвердости в зоне оплавления может быть обусловлено как образованием мартенсита, так и выделением высокодисперсных карбидов вследствие высокой концентрационной неоднородности. Наблюдаемое понижение микротвердости по сравнению со вторым слоем можно связать с высоким содержанием остаточного аустенита.

Второй слой – слабо протравленная, светлая (по сравнению с исходным металлом) зона закалки из твердого состояния (см. рис. 2). При многократном травлении выявляется ее мелкодисперсное строение. В зоне закалки из твердой фазы микротвердость возрастает (рис. 4), что связано со снижением содержания остаточного аустенита, увеличением количества мартенсита и карбидов легирующих элементов, не растворившихся при нагреве. Структура стали в этой области отличается большой неоднородностью, что связано с негомогенностью аустенита [4, 5]. Мартенсит характеризуется повышенной дефектностью строения кристаллов, измельченностью блоков, увеличением плотности дислокаций и роста напряжений в кристаллической решетке.

Третий слой – переходная зона, образующаяся при нагреве металла ниже точки Ac_1. При лазерной обработке предварительно закаленной и отпущенной стали в этом слое микротвердость, снижается в результате образования структур отпуска троостита и сорбита. Переходная зона между зоной закалки из твердого состояния и исходной структурой отличается повышенной травимостью (рис. 3, *в*).

Микроструктура быстрорежущей стали после наплавки представляет собой игольчатый мартенсит, остаточный аустенит и карбиды (рис. 3, *г*).

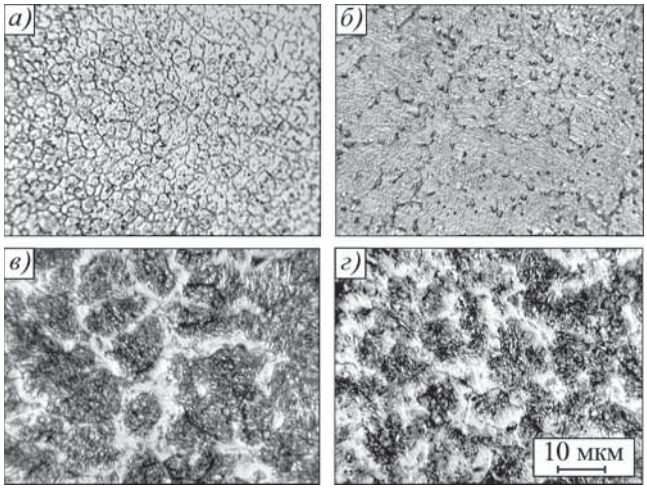


Рис. 3. Микроструктура наплавленной стали в характерных зонах:
а – закалка из жидкой фазы; *б* – закалка из твердой фазы (поперечные срезы); *в* – переходная зона; *г* – основной металл (продольные срезы)

Выполненные исследования показали, что в процессе газолазерной вырезки рабочих поверхностей пуансонов и матриц штампов для координатно-револьверного пресса образуется закаленный слой глубиной 120...130 мкм. Он характеризуется повышенной твердостью и наличием высокодисперсных карбидов.

Теплостойкие стали высокой твердости при наплавке и термической резке имеют склонность к образованию горячих и холодных трещин. Контроль образцов на наличие трещин в ЗЛВ показал, что наплавленная быстрорежущая сталь в процессе ГЛР имеет достаточную технологическую прочность. Благодаря измельчению зерна и

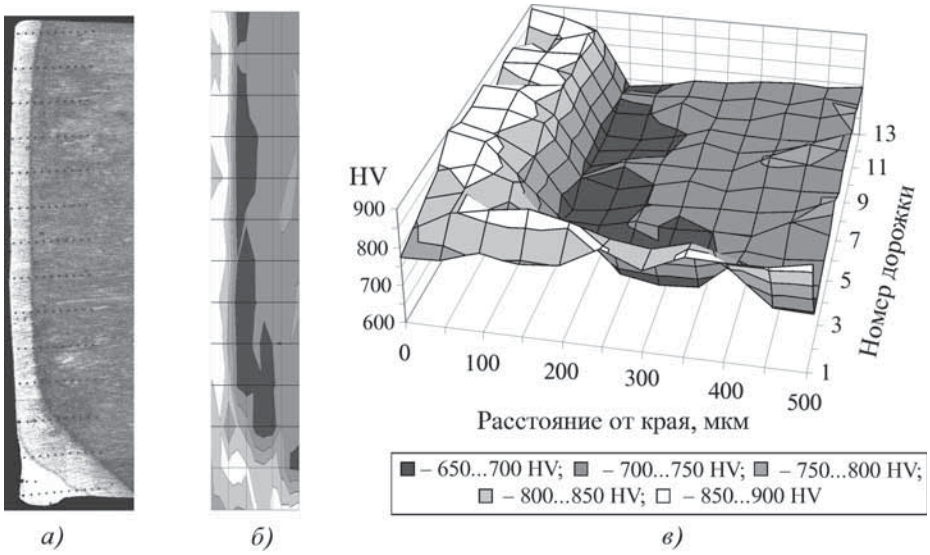


Рис. 4. Микротвердость металла в ЗЛВ:
а – торцевое сечение режущей кромки полученной ГЛР с отпечатками индентора; *б*, *в* – диаграмма распределения микротвердости по высоте лазерного реза в ЗЛВ

повышенному содержанию в микроструктуре наплавленного металла остаточного аустенита возможно получение заготовок без горячих и холодных трещин. Аналогичные результаты получены в работе [6] при ГЛР быстрорежущей стали другого состава.

Одним из показателей качества упрочненного слоя является равномерность распределения микротвердости в области упрочнения. Результаты измерений микротвердости, полученные при сканировании ЗЛВ, представлены на рис. 4. Сканирование проводилось по всей ширине реза с периодичностью 200 мкм (см. рис. 4, *а*).

Анализ распределения значений микротвердости по высоте лазерного реза в ЗЛВ показал, что разброс глубины слоев в ЗЛВ не превышает 20 %, а распределение микротвердости по всей высоте реза не претерпевает значительных изменений (см. рис. 4, *б*, *в*).

В процессе ГЛР в наплавленной быстрорежущей стали образовалась ЗЛВ с равномерным упрочнением по всей площади реза. Одним из преимуществ ГЛР является возможность отказа от использования поглощающих покрытий. Кроме того, при ГЛР отсутствуют зоны многократного нагрева, что способствует повышению однородности свойств по всей поверхности реза.

Таким образом, ГЛР можно успешно применять не только как разделительную операцию, но и как операцию упрочнения рабочих кромок разделительных штампов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А.** Плазменно-порошковая наплавка режущих инструментов // Сварочное производство. 2008. № 11. С. 28–31.

2. **Поверхностная** лазерная закалка разделительных штампов / Н.С. Зубков, Л.Е. Афанасьева, В.П. Водопьянова, М.Н. Елицкий // Тез. докл. науч.-техн. конф. "Материалы и упрочняющие технологии–2008". Курск: Изд-во Курского ун-та, 2008. С. 200–205.

3. **Об особенностях** поверхности инструментальной стали после газолазерной резки / Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, П.О. Зоренко, Н.С. Зубков, Р.М. Гречишкин // Металлургия машиностроения. 2011. № 6. С. 36–38.

4. **Структурное** состояние инструментальной стали после лазерной закалки с оплавлением поверхности / Л.Е. Афанасьева, И.А. Яковлев, П.О. Зоренко, Н.С. Зубков, Р.М. Гречишкин // Металлургия машиностроения. 2010. № 4. С. 17–20.

5. **Laser** treatment of cemented carbide cutting tool / C. Karatas, B.S. Yilbas, A. Aleemb, M. Ahsan // J. Mater. Processing Techn. 2007. V. 183. P. 234–240.

6. **Технологическая** прочность наплавленной быстрорежущей стали при газолазерной резке / Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Н.С. Зубков, М.С. Разумов // МиТОМ. 2009. № 7. С. 36–38.

Людмила Евгеньевна Афанасьева, канд. физ.-мат. наук;
Инна Александровна Барабонова, аспирант;
Николай Семёнович Зубков, д-р техн. наук;
Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;
Владимир Григорьевич Сальников, канд. техн. наук;
Дмитрий Николаевич Романенко, канд. техн. наук,
Romanenko-kstu46@yandex.ru

УДК 539.4.011

О.Е. Сысоев *(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)*

Влияние параметров траектории циклического нагружения на длительную прочность конструкционных материалов

Рассмотрено влияние параметров траектории нагружения на длительную прочность конструкционных материалов при пропорциональном нагружении. Предложен метод построения предельных поверхностей долговечности материалов при минимальном количестве базовых экспериментов.

Ключевые слова: форма цикла; траектория циклического нагружения; длительная прочность; пропорциональное нагружение.

The influence of the loading trajectory configuration on the long-time strength of constructional materials under proportional loading is considered. The method of materials boundary surfaces constructing durability with minimum number of basic experiments is given.

Keywords: form of cycle; cycling loading trajectories; long-time strength; proportional loading.

Конструкционные материалы большинства деталей машин и механизмов, сосуды и трубопроводы высокого давления работают в условиях циклического изменения интенсивности напряжений. В авиации, ракетостроении и во многих других случаях масса и размер деталей и трубопроводов играют большую роль, поэтому конструкторы стараются снизить их материалоемкость и точнее принимать запасы прочности.

Для правильного прогнозирования длительной прочности деталей машин и механизмов, сосудов и трубопроводов высокого давления при проектировании необходимо учитывать форму цикла нагружения, что требует постановки

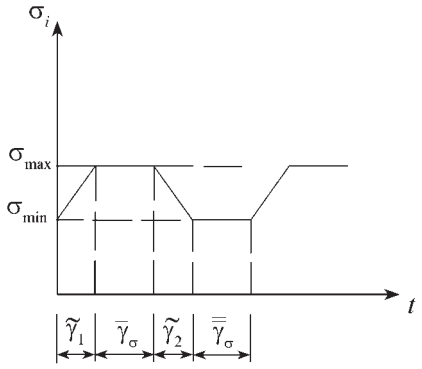


Рис. 1. Программа цикла нагружения

большого числа экспериментов. При программном изменении интенсивности напряжений в лабораторных условиях каждый цикл изменения интенсивности напряжений можно представить в виде формулы

$$\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1\,, \qquad (1)$$

где $\bar{\gamma}_\sigma = \dfrac{\bar{t}_ц}{t_ц}$; $\bar{\bar{\gamma}}_\sigma = \dfrac{\bar{\bar{t}}_ц}{t_ц}$; $\tilde{\gamma}_\sigma = \dfrac{\tilde{t}_ц + \tilde{t}_ц}{t_ц}$ – соответственно относительное время пребывания образца за цикл при максимальном $\bar{\gamma}_\sigma$, минимальном $\bar{\bar{\gamma}}_\sigma$ и переменном значениях ($\tilde{\gamma}_\sigma$).

Учитывая сложность многомерного пространства напряжений, эксперименты проводили в условиях плоского напряженного состояния ($S_2 = 0$) при программном нагружении с использованием различных режимов механического малоциклового нагружения (рис. 1). Процесс нагружения в точке упругопластически деформируемого тела происходил в плоскости двумерного вектора напряжений (рис. 2). Уравнение такой траектории нагружения имеет вид

$$\vec{S} = S_1\,\vec{i}_1 + S_3\,\vec{i}_3 = S(t)\,, \qquad (2)$$

где S_1, S_3 – компоненты вектора напряжений.

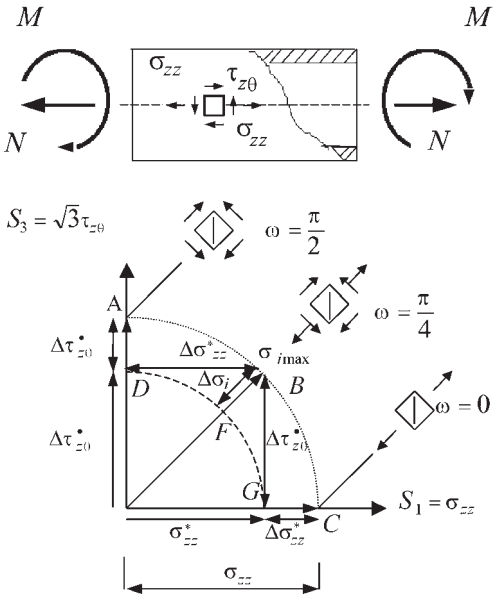


Рис. 2. Траектории циклического нагружения

Такое напряженное состояние, характеризуемое компонентами тензора напряжений $\sigma_{zz}(t) \neq 0$ и $\tau_{z\theta}(t) \neq 0$, создавалось в тонкостенном цилиндрическом образце, который подвергался растяжению и кручению ($N = N(t)$; $M_{кр} = M_{кр}(t)$). Данная программа исследования позволяла создавать плосконапряженное пропорциональное циклическое нагружение ($\Delta\sigma_i = \sigma_{i\ min} \Leftrightarrow \sigma_{i\ max}$). При этом вид напряженного состояния характеризовался параметром Надаи-Лоде и параметром K, которые в данном случае определяли по следующим формулам:

$$\chi_\sigma = \frac{2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} = \frac{\sigma}{\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2}}\,; \qquad (3)$$

$$K = \frac{\sigma_0}{\sigma_i} = \frac{\sigma}{3\sqrt{\sigma^2 + (\sqrt{3}\tau)^2}}\,. \qquad (4)$$

Вектор напряжений $S(t)$ в каждую единицу времени совпадает с вектором $\vec{\sigma}_i(t)$

$$\vec{\sigma}_i(t) = \sqrt{3}\,\tau_{z\theta}(t)\,\vec{i}_3 + \sigma_{zz}(t)\,\vec{i}_1 = S(t)\,, \qquad (5)$$

конец которого описывает соответствующую траекторию нагружения в пространстве напряжений.

При этом установлено, что долговечность материала при данных ω^* и α зависит от формы и параметров циклов изменения интенсивности напряжений, а при данной программе циклического нагружения – от вида напряженного состояния ($\omega^* = \alpha$, траектория $O \to A \leftrightarrow C$, рис. 3) и сложности траекторий нагружения ($\omega^* \neq \alpha$, траектория $O \to A \leftrightarrow B$). Здесь ω^* и α – соответственно углы, характеризующие направление вектора напряжений $\sigma_i(t)$ до и после его излома.

В [1] и других работах показано, что интенсивность накопления пластических деформаций, а также долговечность материалов при прочих равных условиях зависят от пути циклического нагружения.

На рис. 4 показано влияние программы изменения интенсивности напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma$, $\bar{\bar{\gamma}}_\sigma$, $\tilde{\gamma}_\sigma$) и сложности траектории нагружения на относительную долговечность сплава 40Х. При этом $\sigma_{i\ min}$, $\Delta\sigma_i$, ω^* оставались постоянными. Пространство между поверхностями *1* и *2* представляет геометрическое место точек, соответствующих времени до разрушения материала в условиях циклического нагружения

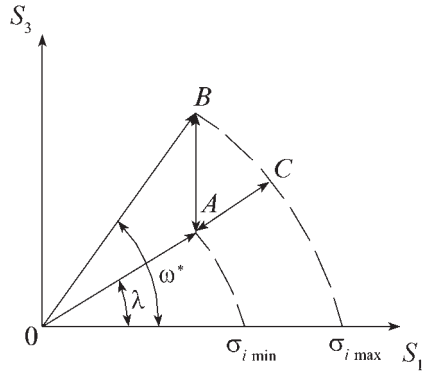


Рис. 3. Зависимость углов ω^* и α от направления вектора напряжений $\sigma_i(t)$ в пространстве напряжений

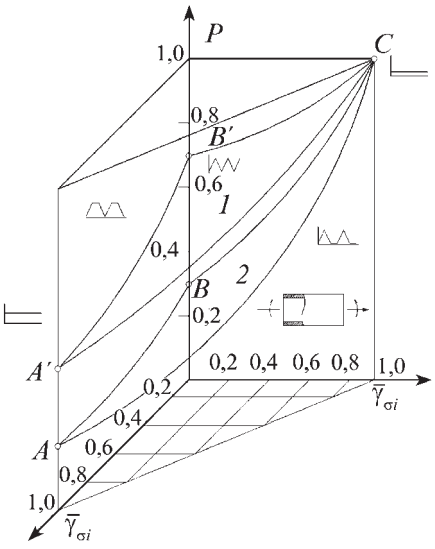


Рис. 4. Предельные поверхности по долговечности стали 40Х при σ_i = 400 ↔ 800 МПа:
1 – $\alpha = 0$; $\omega^* = 0$; *2* – $\alpha = 90°$; $\omega^* = 90°$

при любой форме цикла изменения σ_i при данных $\sigma_{i\,\min}$, $\Delta\sigma_i$, ω^*, но различных значениях α.

Влияние сложности процесса нагружения в данном случае характеризуется функцией влияния *P*, определяемой как отношение времени до разрушения материала при данном ω_s и различных значениях α (0...π/2) ко времени до разрушения при тех же ω_s и $\alpha = 0$, все остальные параметры ($\sigma_{i\,\min}$, $\Delta\sigma_i, \omega_s$, $\bar{\gamma}_{\sigma_i}$, $\bar{\bar{\gamma}}_{\sigma_i}$) в данном случае сохраняются постоянными

$$\frac{t_{\text{р}}(\alpha)}{t_{\text{р}}(\alpha = 0)} = P(\alpha) \le 1, \qquad (5)$$

где

$$P(\alpha) = \left[\frac{1}{\bar{P}} + \left(\frac{\tilde{P} - \bar{\bar{P}}}{\tilde{P}\,\bar{\bar{P}}}\,\bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \frac{\tilde{P} - \bar{P}}{\tilde{P}\,\bar{P}}\,\bar{\gamma}_\sigma\right)\right]^{-1}, \qquad (6)$$

$$\bar{P} = \tilde{t}_{\text{р}}^{**} / \tilde{t}_{\text{р}}^{*};\ \ \bar{P} = \bar{t}_{\text{р}}^{**} / \bar{t}_{\text{р}}^{*};\ \ \bar{\bar{P}} = \bar{\bar{t}}_{\text{р}}^{**} / \bar{\bar{t}}_{\text{р}}^{*}$$

где $\tilde{t}_{\text{р}}^{**}$, $\bar{t}_{\text{р}}^{**}$, $\bar{\bar{t}}_{\text{р}}^{**}$ – время до разрушения материала соответственно при циклическом изменении интенсивности напряжений по программе $\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1$, в условиях изотермической ползучести при $\sigma_{i\,\max} = \text{const}$ и при $\sigma_{i\,\min} = \text{const}$ при $\omega_s^* = 0$, $\alpha = 90°$, $\tilde{t}_{\text{р}}^{*}$, $\bar{t}_{\text{р}}^{*}$, $\bar{\bar{t}}_{\text{р}}^{*}$ – то же, но при $\omega_s^* = \alpha = 0$.

На рис. 5 показаны предельные поверхности долговечности стали 40Х с учетом программы и сложности траектории нагружения ($\omega_s^* = 0$ и $\alpha = 0$; π/2), построенные по следующим формулам:

для поверхности *1* ($\bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$):

$$P(\alpha, \tilde{\gamma}_\sigma) = \left[1 + \frac{1 - [\theta_1(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}}}{[\theta_1(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}}}\,\tilde{\gamma}_\sigma\right]^{-1}. \qquad (7)$$

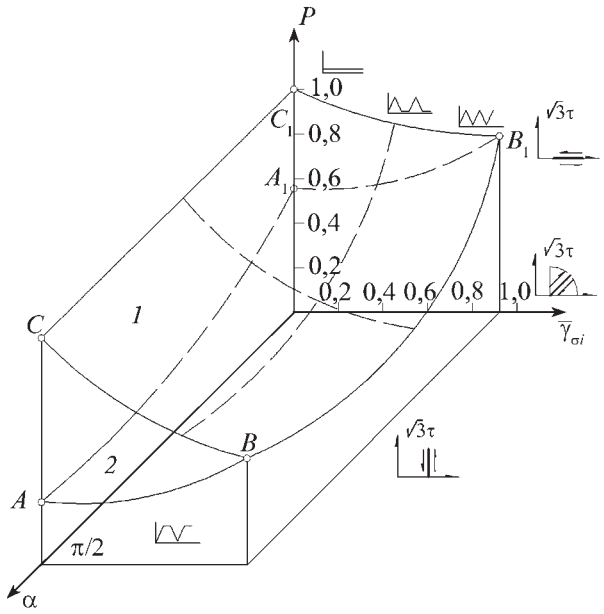


Рис. 5. Предельные поверхности для стали 40Х при σ_i = 400 ↔ 800 МПа:
1 – $\bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$; *2* – $\bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$

Для поверхности *2* ($\bar{\bar{\gamma}}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$):

$$P(\alpha, \tilde{\gamma}_\sigma) = [\theta_2(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}} = \left[1 - \frac{[\theta_1(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}} - [\theta_2(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}}}{[\theta_1(\alpha)]^{\frac{2\alpha}{\pi}}}\,\tilde{\gamma}_\sigma\right]^{-1}, \qquad (8)$$

где

$$\theta_1 = \tilde{t}_{\text{р}}(\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1,\ \ \alpha = \pi/2) / \tilde{t}_{\text{р}}(\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1;\ \ \alpha = 0);$$
$$\theta_2 = \bar{t}_{\text{р}}(\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1,\ \ \alpha = \pi/2) / \bar{t}_{\text{р}}(\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1;\ \ \alpha = 0).$$

Для построения данной поверхности (см. рис. 2) с помощью формул (3) и (4) необходимо располагать минимумом базовых экспериментов: временем до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальной ($\bar{\bar{\gamma}}_\sigma = 1$), максимальной ($\bar{\gamma}_{\sigma_i} = 1$) интенсивности цикла напряжений и чистой цикличности ($\tilde{\gamma}_{\sigma_i} = 1$) при $\omega_s^* = \alpha = 0$ и при $\omega_s^* = 90°$, $\alpha = 90°$.

Из приведенных обобщенных диаграмм по долговечности следует, что для одного и того же материала при одних и тех же значениях $\sigma_{i\,\min}$, $\Delta\sigma_i$, ω_s^* и *T*, но различных углах излома вектора напряжения α предельные диаграммы существенно отличаются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Антипов Е.А., Сысоев О.Е., Макаренко С.В.** Исследование влияния сложности траектории циклического нагружения на длительную прочность материалов // Проблемы механики сплошной среды: материалы междунар. науч. конф. 15–19 сентября 1997 г. Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре гос. техн. ун-т, 1998. 188 с.

Олег Евгеньевич Сысоев, канд. техн. наук,
fks@knastu.ru

УДК 621.74

Е.А. Чернышов *(Нижегородский государственный технический университет),*
А.А. Евлампиев, О.Б. Гусева *(Чувашский государственный университет)*

Технологические особенности процессов и выбор систем восстановления свойств отработанного формовочного песка

Кратко изложены изменения свойств литейной песчаной формы в процессе взаимодействия с расплавленным металлом. Приведены технологические особенности способов восстановления свойств отработанного песка. Рассмотрены области применения различных систем регенерации, тенденции их развития и проектирования.

Ключевые слова: формовочный песок; формовочная и стержневая смесь; отработанная смесь; связующее; восстановление; регенерация; компактные установки; экономическая эффективность; экология.

Changes of sand mould properties in process of interaction with melted metal are short stated. Technological features of used sand properties restoration ways are resulted. Application fields of different systems of regeneration, progress trends and designing are considered.

Keywords: moulding sand; moulding and core sand; used sand; binder; restoration; regeneration; compact installations; economic efficiency; ecology.

В процессе взаимодействия формы с расплавленным металлом и при охлаждении отливки происходят изменения строения и свойств формовочных материалов. Под влиянием высокой температуры и быстрого нагревания отдельные зерна кварцевого песка претерпевают модификационные превращения с изменением объема и растрескиваются. Глинистое связующее обезвоживается, частично шамотизируется, образуются прочные оолитизированные корочки на зернах песка или при разрушении кристаллической структуры минерала распадается на аморфные составляющие (SiO_2 и Al_2O_3). Органические связующие и добавки претерпевают деструкцию, в высокотемпературной зоне контакта возгоняются, коксуются, откладываясь на зернах наполнителя. Неорганические вещества проходят дегидратацию, образуют новые соединения, спекаются, оставляя на зернах песка прочные пленки, укрупняют частицы или связывают их в конгломераты. Продукты разложения (газы), фильтруясь через объем формы, осаждаются на зернах песка и снижают их активность.

Свойства наполнителя с каждым циклом заливки ухудшаются и в большинстве составов отработанный песок становится не пригодным для последующего использования. Поэтому для возвращения песка в оборот и восстановления свойств наполнителя необходимо разбить конгломераты, очистить зерна песка, удалить пыль, усреднить (сосредоточить) зерновой состав. Эти процессы требуют больших энергетических затрат, но восстановление зерновой основы (регенерации) и свойств формовочного песка является необходимой технологической операцией, позволяющей сократить расход дорогих качественных песков, количество отходов в отвалы формовочных и стержневых смесей и их вредное влияние на окружающую среду.

Проблемы, связанные с дефицитом качественных среднезернистых формовочных песков, стали особенно острыми и актуальными с внедрением жидкостекольных и песчано-смоляных смесей по горячей и холодной оснастке, так как последние потребовали применения более высококачественных обогащенных песков. Данные проблемы в мировой и отечественной практике удается решать путем восстановления свойств наполнителей различными способами регенерации.

Отечественный опыт эксплуатации установок показал, что ранее применяемые системы регенерации могли быть использованы только при дешевой электроэнергии из-за высокой энергоемкости оборудования по дроблению, рассеву, предварительной сушке отработанной смеси, механической и пневматической регенерации и мощных транспортных систем.

В 80–90-х гг. прошлого столетия проектировщики не заботились об экономии электроэнергии и располагали участки регенерации в лучшем случае в два уровня на удаленных от литейных цехов площадях. Например, в действующем цехе среднего стального литья при отборе по проекту до 70 % оборотных смесей на регенерацию ширина лент транспортеров подачи отработанных смесей от трех АФЛ фирмы "Герман" составляла 1200 мм, а длина основной линии – более 200 м. Все двигатели имели мощность не менее 50 кВт. Однако при работе предприятий в рыночных условиях и при общем падении объемов производства литья такие участки регенерации оказались неэффективными и были законсервированы.

В настоящее время зарубежные и отечественные фирмы предлагают использовать практически все ранее разработанные способы регенерации, но общая тенденция заключается

в том, что установки проектируются более компактными с высокой эффективностью оттирки связующего и высокой производительностью. Они занимают сравнительно небольшие площади в цехе, обеспечивают низкие затраты электроэнергии и срок окупаемости [1].

Современная компактная установка *мокрой регенерации* состоит из систем: измельчения, оттирки и очистки песчаных зерен, сушки и охлаждения в установке "кипящего слоя". Установка очистки представляет собой оттирочную горизонтально расположенную лопастную мешалку, где мытье, очистка, оттирка пленок связующего, классификация зерен осуществляются в результате трения между зернами в процессе перемешивания песка в водно-песчаной пульпе.

Загрязненная вода, образующаяся во время процессов очистки, подается в установку для осветления. В результате можно использовать 100 % регенерата в качестве наполнителя песчано-глинистых формовочных смесей и до 70 % регенерата давать в стержневые жидкостекольные смеси. Считается, что эффективность удаления с поверхности зерен глины и технологических добавок при мокрой регенерации примерно сравнима с механическим способом регенерации, но потери песка значительно ниже и пыли образуется меньше.

Метод *механической регенерации* [2] является наиболее универсальным, простым и экономичным. Наиболее эффективно механическую регенерацию применяют для восстановления свойств песка из отработанных стержневых смесей с использованием смоляных связующих. В основном, подобные компактные установки применяют в небольших цехах или как автономные системы, завершающие определенные технологические схемы.

Современная компактная установка оснащена встроенным устройством выбивки отливок из стержневых форм и охладителем песка. Мощная вибрационная система выбивки форм, измельчения кусков и классификации отработанной смеси позволяет перерабатывать и измельчать формы и стержни с высокой остаточной прочностью. Регенерат можно рекомендовать для приготовления стержневых смесей в количестве до 50 % от свежего песка.

Эффективной считается вертикальная компоновка оборудования [3], когда основные системы располагаются в башне регенерации. Такое размещение позволяет снизить расход электроэнергии в результате исключения транспортных устройств на промежуточных операциях передачи материала (полупродукта регенерации) благодаря естественной пересыпке, а также существенно экономить производственные площади. Если качество очистки поверхностей зерен не удовлетворяет высоким требованиям, то полученный регенерат можно дорабатывать в пневморегенераторах [4, 5] или дополнительно подвергнуть термической обработке.

В *пневморегенераторе* дополнительно очищаются зерна песка вследствие одновременного воздействия на регенерируемый материал ударных нагрузок, трения, при этом параллельно идет сепарация, восстановление зернового состава песка и охлаждение продукта. В этом случае добиваются высокого качества регенерата, но выход годного продукта снижается примерно до 70 %.

Сущность *термического метода регенерации* заключается в окислительном обжиге отработанной смеси при температурах 700...900 °С [6]. Термическую регенерацию обычно применяют для восстановления свойств отработанного песка после выбивки песчано-смоляных форм и стержней. Этим же методом можно перерабатывать не перегоревшие в процессе заливки и бракованные стержни, остатки смесей, содержащие органические связующие.

Считается, что регенерированный термообработанный песок можно использовать для любых видов смесей вместо свежего, так как уровень потерь при прокаливании регенерата не превышает 0,1 %. Важным преимуществом регенерата является повышение размерной точности отливок в связи со снижением его коэффициента термического расширения.

В крупных действующих литейных цехах в результате постепенного внедрения современных технологий изготовления форм и стержней возникают ситуации, при которых решение вопросов многократного применения отработанных песков становится трудноразрешимой задачей.

Формы обычно изготовляют из *песчано-глинистых смесей* (ПГС) различными способами. Изготовление стержней часто идет с использованием разных связующих композиций. Кроме того, часть форм изготовляют из *холоднотвердеющих смесей* (ХТС) или *жидкостекольных смесей* (ЖСС). Таким образом, отработанные смеси могут быть разнородными, смешанными. Тем более в практике не все потоки имеют автономные системы смесеприготовления.

Формовочные ПГС (пески) восстанавливаются без особых проблем, однако их состав нестабилен. Меняется содержание общей глинистой составляющей, активной глины, углеродсодержание (органических веществ), оолитических материалов, металлической мелочи и пыли. Это происходит из-за неравномерного пополнения возвратной (оборотной) смеси стержневым отработанным песком при глубоком прогреве легко выбиваемых материалов стержней.

Возвратная формовочная смесь наполняется песком, кусочками различных фракций от дробления на выбивной решетке не прогретых частей внутренних и внешних стержней и т.д. Поэтому, применяя различные типы связующих при изготовлении стержней, можно получать сложные по составу оборотные смеси, а при многономенклатурном производстве – с практически плохо управляемым составом.

Состав возвратных смесей зависит также от вида сплава (температуры заливки), количества стержней и толщины стенок отливок и других факторов (от номенклатуры литья). Если используются легко выбиваемые стержневые смеси (ХТС на различных связующих) и изготовляется литье из черных сплавов, то на изготовление стержней расход свежего песка на 1 т годного литья может составлять от 500 кг до 1 т, а значит пополнение стержневой смесью будет избыточное и для сохранения постоянного объема системной оборотной смеси необходимо избыток направлять в отвал.

Таким образом, потери свежего песка значительно увеличиваются, но качество и стабильность возврата удержать на требуемом уровне невозможно без добавления свежих песков в формовочную смесь. В связи с этим расход свежих песков, если не возвращать высококачественные стержневые пески, будет высоким, и вопросы регенерации отработанных смесей становятся особенно актуальными.

Следовательно, наилучший вариант в цехе иметь две системы: регенерации отработанной формовочной смеси и систему переработки отработанных стержневых смесей, бракованных стержней и просыпей.

Опыт передовых производителей регенерационных систем [7] показал, что для регенерации смешанных разнородных смесей (ПГС и стержневых смесей на органических связующих) наиболее приемлем *комбинированный способ регенерации*, включающий в себя две ступени обработки: системы предварительной очистки зерен песка от глины (пока ее со-

держание не достигнет < 1 %) и высокотемпературного обжига полупродукта в термической печи с охлаждением до заданной температуры.

После этого рекомендуется еще одна ступень пневмомеханической очистки зерен регенерата. На этой ступени смесь механически регенерируется до содержания глинистой составляющей < 0,3 %. Регенерат, полученный в комбинированной системе регенерации, рекомендуют повторно использовать для приготовления любых формовочных и стержневых смесей.

Качество регенерата оценивается по результатам определения зернового состава, pH, потери массы при прокаливании, остаточного содержания калия, серы, азота.

При проектировании комбинированных регенерационных систем требуется предусматривать значительные площади под основное оборудование и для подготовки отработанных смесей к регенерации, а также стремиться к их сокращению благодаря применению более компактных установок, располагая их на различных отметках по высоте здания.

Экономическая эффективность процессов регенерации в основном зависит от степени регенерируемости отработанных смесей. Например, жидкостекольные стержни имеют после заливки высокую остаточную прочность, а зерна песка плохо очищаются от пленок связующего, поэтому отработанные жидкостекольные смеси имеют низкую регенерируемость, т.е. требуют значительных дополнительных энергетических затрат. Широко применяемые современные технологии изготовления стержней с использованием синтетических смол с коротким циклом отверждения в холодной оснастке (Amin-процесс, PEP-SET-процесс) имеют существенные преимущества по сравнению с традиционными ХТС кислотного отверждения по производительности, содержанию связующего и качеству стержней, что дает возможность при изготовлении мелкого литья переходить на стержневые и стопочные формы из единых по составу смесей. Подобные смеси имеют удовлетворительную регенерируемость, но с увеличением объемов внедрения вопросы обеспечения защиты окружающей среды остаются актуальными.

Важное значение для данных процессов имеет применение высококачественных исходных песков и ограниченное применение регенерата, к которому предъявляются особые требования.

Передовые фирмы продолжают поиски новых неорганических систем, не уступающих по свойствам органическим, но удовлетворяющих по производительности и более экологичных. Наилучшие показатели регенерируемости показывают металлофосфатные смеси, которые считаются высокоэкологичными, но нашли применение в основном при изготовлении средних и крупных отливок из стали и чугуна мелкими и средними сериями.

Высокой степенью регенерируемости и экологичности характеризуются отработанные смеси после выбивки стержней, изготовленных по технологиям с использованием связующих неорганических систем "JNOTEC", "Cordis", "Beach-Box", которые при относительно невысоких температурах нагрева оснастки имеют высокую производительность при изготовлении отливок из чугуна и цветных сплавов. Внедрение подобных неорганических систем позволит в условиях интенсификации производства значительно улучшить условия труда, уменьшить объемы вредных выбросов, а сами процессы сделать ресурсосберегающими.

Регенерация дает возможность применять в производстве дорогостоящие пески (хромитовые, цирконовые), при этом получать высокие термомеханические свойства форм и стержней, а как следствие, высококачественные отливки.

Современные направления по переводу изготовления отливок на *вакуум-пленочную формовку* (ВПФ) и формовку по газифицируемым моделям в полной мере не решают затронутых проблем, хотя в них и не применяется связующее. При ВПФ необходимо решать технологически отбор из потока остатков стержней и вопросы их автономной регенерации, а также очищать формовочный песок от продуктов термодеструкции синтетической пленки. При изготовлении отливок по газифицируемым моделям вопросы регенерации свойств песка также актуальны, и кроме того, приходится решать проблемы нейтрализации и утилизации токсичных отходов от термодеструкции полистирола.

Таким образом, можно сделать заключение, что практически для каждого типа связующей композиции требуется свой оптимальный комплект регенерационного оборудования. Регенерат будет дешевле свежего песка, если в расчетах будут учтены затраты на утилизацию отработанных смесей, просыпей, бракованных стержней, продуктов (отходов) нейтрализации, транспортные расходы, затраты на рекультивацию отвалов и другие расходы с учетом роста цен на захоронение и восполнение ущерба окружающей среде.

Регенерация, совмещенная с термообработкой песков, позволит снизить количество вредных выбросов в атмосферу, улучшить экологическую обстановку в промышленной зоне.

Решение о применении какого-либо способа регенерации отработанных смесей должно приниматься на стадии проектирования цеха (участка), выбора технологического процесса изготовления отливок. Это позволит более полно решить проблемы будущего реального производства, повысить его эффективность и упростить технологические потоки материалов.

При этом необходимо сокращать количество применяемых технологий изготовления форм и стержней или, по крайней мере, выбирать совместимые связующие композиции, которые позволят регенерировать отработанную смесь с оптимальными затратами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Муравьев Ю.Н., Вебб Ф.В.** Некоторые аспекты внедрения процессов регенерации горелой смеси на литейных предприятиях // Литейное производство сегодня и завтра: тр. 8-й Всероссийской науч.-практ. конф. Санкт-Петербург, 2010. С. 237–239.

2. **Сухая** регенерация песка для силикатных связующих систем. Установка для механической и термической регенерации // ИТЦМ. 2007. № 7. С. 7–9.

3. **Механическая** регенерация смеси. Термическая регенерация // ИТЦМ. 2009. № 9. С. 6–9.

4. **Бондарик Н.Е., Шпуй Ю.А.** Выбор установки для регенерации песков // Литейное производство. 2005. № 4. С. 27–29.

5. **Шморгун Я.Ш.** Анализ конструкций пневморегенераторов // Литейное производство. 1987. № 5. С. 16–18.

6. **Воденников Ю.А., Московенко А.М., Рудкий М.Я., Зинчев А.И.** Оборудование для терморегенерации песков // Литейное производство. 2005. № 11. С. 21–22.

7. **Боргагна Э.** Инновационные решения для регенерации отработанных смесей // Литейное производство. 2001. № 5. С. 39–40.

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук,
taep@nntu.nnov.ru;
Анатолий Александрович Евлампиев,
канд. техн. наук;
Олеся Борисовна Гусева

УДК 621.783.232

А.В. Пожарский, В.А. Гулевский, Ю.А. Мухин, Е.Д. Пожарский
(Волгоградский государственный технический университет)

Разработка режима оптимального нагрева крупных отливок сложной конфигурации при их термической обработке в камерной печи с выкатным подом

Рассмотрен способ оптимизации режима нагрева крупных стальных отливок сложной конфигурации при их термической обработке, обеспечивающий значительное снижение перепада температур по сечению отливок и, как следствие, повышение их механических свойств.

Ключевые слова: камерная печь; термическая обработка; стальные отливки; рама боковая; балка.

The way of heating regime optimization for large complex-shaped steel castings under their heat treatment, wich provides significant temperature gradient decrease lengthwise castings and therefore increase of their mechanical properties, is studied.

Keywords: batch furnace; heat treatment; steel castings; solebar; beam.

Механические свойства стальных отливок, как известно, в значительной мере зависят от качества их нагрева при термической обработке, например, нормализации. Решающую роль при этом играет перепад температур по сечению отливок, который (для малоответственных отливок) составляет ±10 °С и для отливок ответственного назначения ±5 °С.

Для установки вагонных пружин на колесных тележках железнодорожного подвижного состава применяют сложные длинномерные отливки коробчатого типа "балка" и "рама" (рис. 1). Данные отливки являются опорными устройствами для установки вагонных пружин, поэтому к ним предъявляют повышенные требования по механическим свойствам, а следовательно, и качеству нагрева с перепадом температур не более ±5 °С.

Обычно для проведения термической обработки сложных по конфигурации отливок коробчатого типа используют электрические печи сопротивления, основой теплопередачи в которых является излучение (радиация), что создает большой перепад температур в поперечном сечении отливок и приводит к высокой неоднородности в структуре металла и в итоге – к разбросу по механическим свойствам отливок и их браку. Устранить данный недостаток можно увеличив время выдержки металла при постоянной температуре, однако это приведет к значительному увеличению удельного расхода электроэнергии и времени термической обработки.

Другим методом снижения перепада температур по сечению отливок является повышение доли конвективной составляющей теплопередачи и организация в рабочем пространстве печи двухстороннего нагрева (Г.Н. Рыжков, А.И. Ващенко, В.Н. Асщатуров. Исследование движения газов в печи с подподовыми рециркуляционными топками для термической обработки проката: сб. тр. Московского вечернего металлургического института "Технология, теплотехника и автоматизация металлургического производства". Вып. 11. М.: Машиностроение, 1971).

Конвективный теплоперенос возможен при замене электрического нагрева пламенным, когда высокотемпературные дымовые газы будут обтекать все поверхности садки, включая ее различные поднутрения и внутренние пространства коробов. Двухсторонний нагрев, приводящий к уменьшению эффективной толщины нагрева отливок, а следовательно, к увеличению коэффициента теплоотдачи конвекцией и сокращению времени прогрева металла, можно осуществить оптимальным расположением горелочных устройств в рабочей камере печи.

Предварительные промышленные испытания камерной печи с выкатным подом типа СДО [1] с пламенным нагревом взамен электрического и организацией активной двухсторонней теплопередачи показали положительные результаты, обеспечивающие требуемые качества нормализованных отливок.

Таким образом, при разработке печи с выкатным подом для оптимизации режимов нагрева садки емкости 6,5/7,5 т были приняты два условия:

1) пламенный обогрев печи;

2) организация двухстороннего нагрева садки.

Для пламенного обогрева садки применяли газомазутные горелки низкого давления, модернизированные для возможного сжигания в них имеющегося на заводе газа пропан-бутан [2]. О модернизации такого типа горелок сообщалось ранее [1].

При организации двухстороннего нагрева в рабочем пространстве печи были разработаны схемы укладки отливок на поду, расположения горелочных устройств в боковых стенах печи и удаления отработанных дымовых газов [3].

Для размещения на выкатном поду максимальной садки отливок 7,5 т учитывали их геометрические размеры. При этом длину рабочего пространства печи определяли

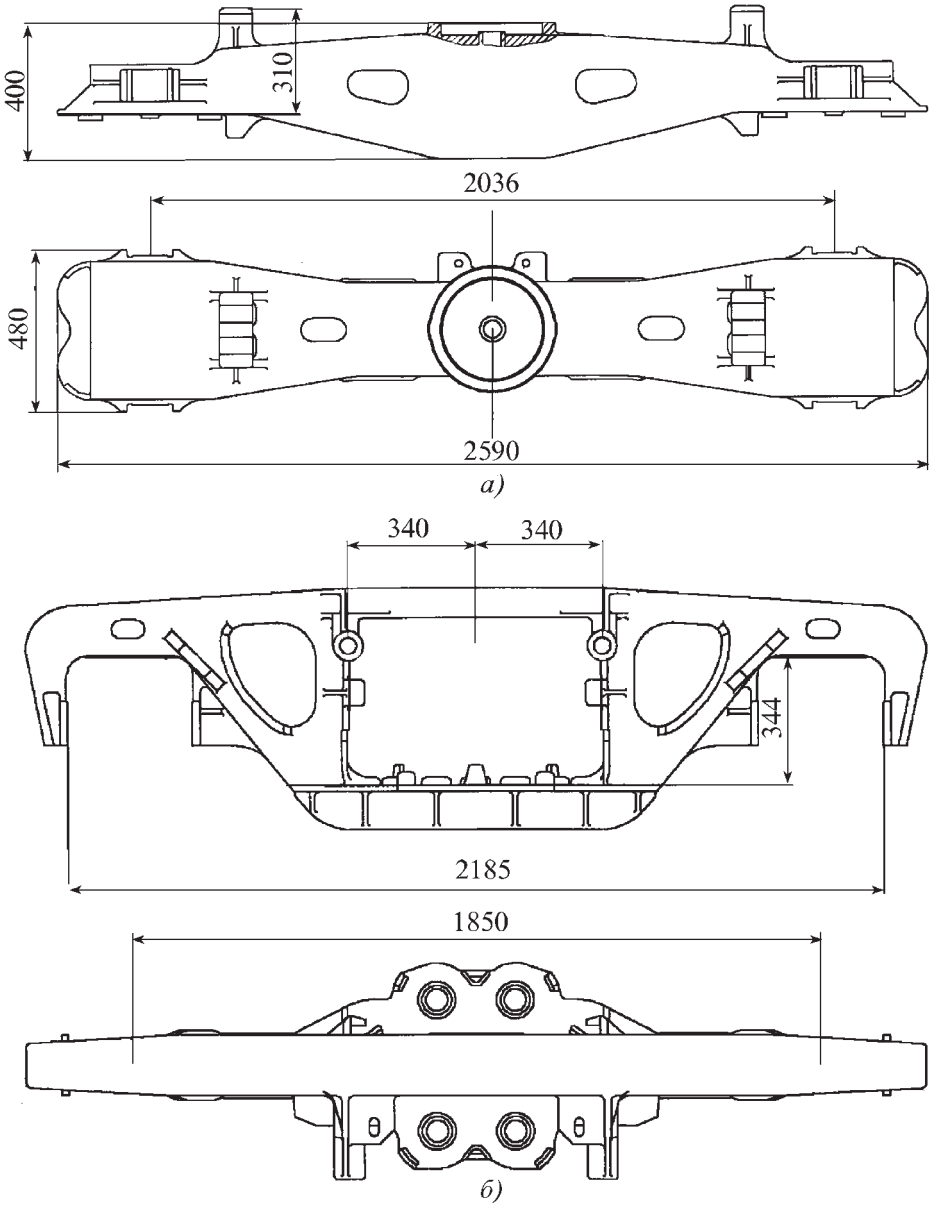


Рис. 1. Ответственные отливки "балка надрессорная" (*а*) и "рама боковая" (*б*)

числом укладываемых на выкатном поду отливок, соответствующих массе 7,5 т, а ширину – активной шириной выкатного пода и длиной обрабатываемых отливок.

В этом случае отливки были расположены на карбидокремниевых направляющих, обеспечивающих при необходимости как сплошную (без зазоров) их укладку по длине печи, так и с зазорами. Карбидокремниевые направляющие встраиваются в специальные столбики из огнеупорного кирпича на поду выкатной тележки (рис. 2). Число столбиков определяется числом укладываемых отливок и их опорными поверхностями. Столбики изготовляют отдельно для отливок рам и отливок балок.

Для обеспечения качественного двухстороннего конвективного теплообмена в рабочем пространстве печи горелочные устройства располагали в боковых стенах в два ряда по высоте печи (рис. 3).

Первый ряд горелок располагали вверху рабочего пространства печи (над отливками) для интенсификации теплоотдачи излучением от свода к нагреваемым отливкам, причем ось горелочных устройств должна быть параллельна касательной к поверхности свода. В этом случае продукты сгорания, омывая свод своими настильными струями, разогревают его до температур, приближающихся к их действительной температуре горения. Одновременно нижняя часть продуктов сгорания верхних горелок инжектируется потоком дымовых газов нижних горелок и омывает сложную поверхность отливок со всеми ее поднутрениями, увеличивая коэффициент теплоотдачи конвекцией.

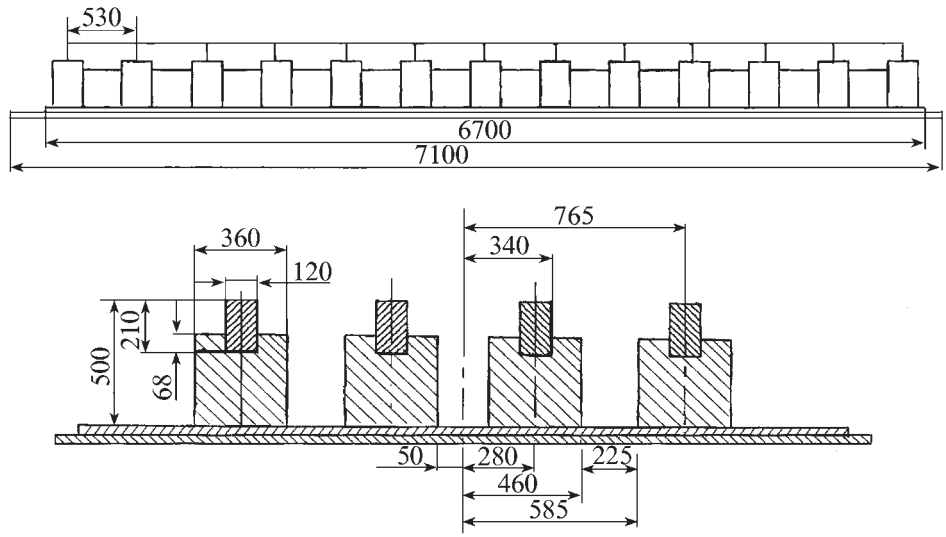


Рис. 2. Расположение на выкатном поду печи опорных столбиков и карбидокремниевых направляющих (вид сбоку)

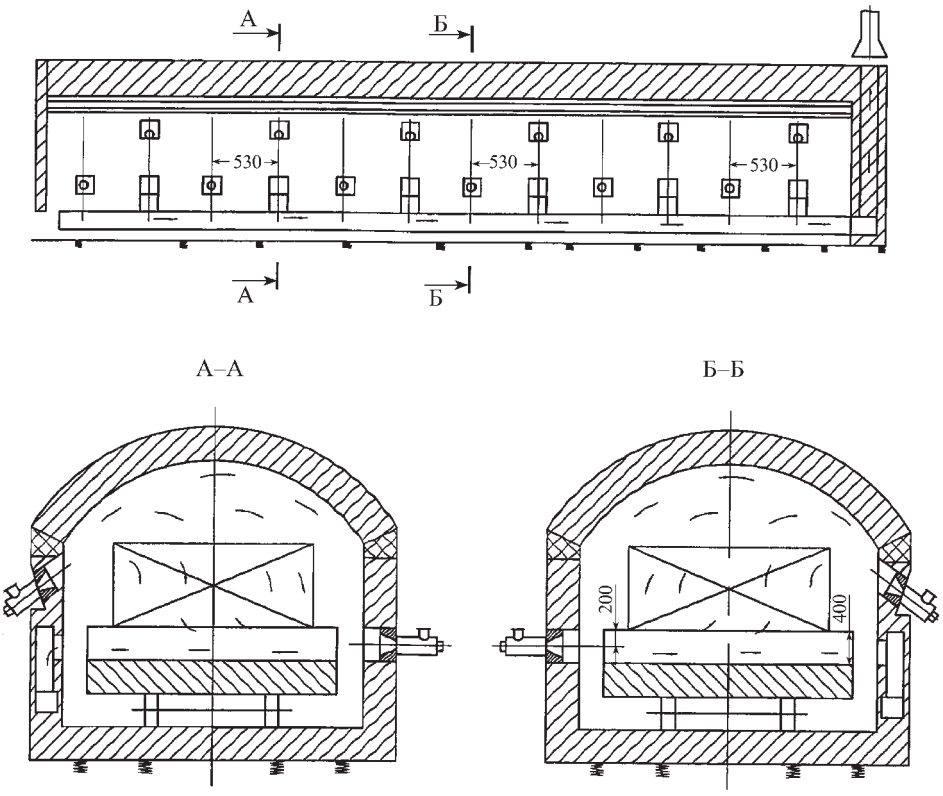


Рис. 3. Расположение горелок на боковых стенках печи

Второй ряд горелок располагали внизу рабочего пространства печи (под отливками) таким образом, чтобы поток их продуктов сгорания проходил между столбиками, тем самым интенсивно нагревая нижние и центральные слои отливок.

Обе модернизированные горелки располагали в одном сечении рабочего пространства: одна горелка вверху с одной боковой стороны, другая – внизу с другой стороны печи.

Для организации оптимального движения продуктов сгорания в рабочем пространстве печи предусмотрены три типа дымоходов (рис. 4).

Первый тип – дымоход, удаляющий продукты сгорания от двух горелок; расположен под верхней горелкой на одной оси с нижней горелкой (на противоположной боковой стенке). В каждой боковой стенке печи необходимо выполнить по шесть дымоходов первого типа.

Второй тип – дымоход, удаляющий продукты сгорания от шести горелок и трех дымоходов первого типа; расположен вдоль каждой боковой стенки печи ниже нижней кромки горелочной плиты нижних горелок. В каждой боковой стенке печи необходимо выполнить по одному боковому дымоходу второго типа.

Третий тип – дымоход, удаляющий продукты сгорания от шести горелок под вытяжной зонт. В каждом из четырех углов печи (два – спереди, два – в торце печи) необходимо выполнить дымоход третьего типа.

Таким образом, для обеспечения оптимального радиационно-конвективного режима теплопередачи в камерных печах с выкатным подом при нормализации крупных стальных отливок сложной конфигурации необходимо:

- применять при отоплении печи пламенный нагрев;
- укладывать отливки на специальных столбиках со встроенными карбидокремниевыми направляющими;
- располагать газогорелочные устройства в боковых стенках печи в два ряда по высоте в одном сечении рабочего пространства;
- обеспечивать оптимальное движение продуктов сгорания в результате правильного расположения дымовых каналов.

В настоящее время две печи данного типа с емкостью садки 7,5 т строятся в ОАО "ПО Усольмаш" (г. Усолье-Сибирское Иркутской области).

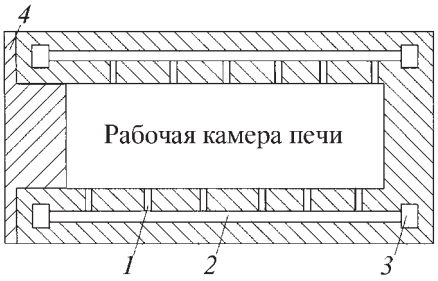


Рис. 4. Схема расположения дымовых каналов в печи:
1, *2*, *3* – первый, второй и третий тип дымохода; *4* – заслонка

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пожарский А.В., Гулевский В.А.** Совершенствование системы обогрева камерной печи с выкатным подом типа СДО при термообработке стальных отливок сложной конфигурации // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 7. С. 49–51.

2. **Пожарский А.В.** Внедрение прогрессивных конструкций горелок – прямой путь экономии топлива // Энергоэффективность Волгоградской области. 2007. № 1. С. 27–29.

3. **Разработка** камерной печи с выкатным подом для нормализации крупных стальных отливок сложной конфигурации / А.В. Пожарский, В.А. Гулевский, Н.А. Кидалов, А.Н. Загребин, Ю.А. Мухин // Литейщик России. 2009. № 11. С. 31–35.

Аркадий Владимирович Пожарский,
канд. техн. наук, mitlp@vstu.ru;
Виктор Александрович Гулевский,
канд. техн. наук;
Юрий Александрович Мухин;
Евгений Дмитриевич Пожарский

Поздравляем!

Генриха Саркисовича Гарибова,

доктора технических наук, профессора,
лауреата Государственной премии СССР

с 75-летием

Генрих Саркисович Гарибов родился 5 марта 1937 г. в г. Баку. В 1954–1960 гг. учился в МВТУ им. Н.Э. Баумана. С 1960 г. по настоящее время работает во Всесоюзном (Всероссийском) институте технологии легких и специальных сплавов (ВИЛС), где он прошел путь от инженера-конструктора до директора научно-исследовательского комплекса ОАО "ВИЛС".

В ВИЛСе Г.С. Гарибов защитил кандидатскую диссертацию по проблеме горячего прессования жаропрочных никелевых сплавов. В 1984 г. там же защитил докторскую диссертацию по проблеме горячего изостатического прессования тяжелонагруженных деталей газотурбинных двигателей из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Г.С. Гарибов является крупным специалистом в области механики сплошной и дискретной (сыпучей) сред, специального машиностроения и машиноведения, теории и технологии производства современных и перспективных материалов для газотурбостроения. Генрих Саркисович создал известную в стране и за рубежом крупную лабораторию и научно-производственный комплекс в ВИЛСе, разработавшие основы теории и технологию принципиально нового процесса – металлургии гранул, основанной на сверхбыстрой кристаллизации малых масс расплава и последующем горячем изостатическом прессовании их в крупные детали, обладающие теоретической плотностью.

Генрих Саркисович основал научную школу технологов и металловедов в области производства ответственных изделий авиационных, ракетных, морских и промышленных ГТД из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Г.С. Гарибов работает профессором кафедры "Технология конструкционных материалов" МГТУ имени Н.Э. Баумана.

С 1996 г. Генрих Саркисович – член Американского института порошковой металлургии (APMI), с 2000 г. – член Американского общества материалов (ASM), а также член ряда диссертационных советов по присуждению ученых степеней, пяти редакционных советов научных журналов и семи книг, автор более 450 научных публикаций, 96 изобретений.

Г.С. Гарибов за разработку технологии производства специальных материалов для авиационной и ракетной техники награжден рядом медалей. В 1988 г. ему присуждена Государственная премия СССР в области науки и техники.

За научные достижения в области металлургии гранул жаропрочных никелевых сплавов Г.С. Гарибов дважды, в 2004 г. и 2005 г., Американским автобиографическим институтом признан "Человеком года". В 2006 г. Кембриджским Международным автобиографическим Центром (Англия) Генрих Саркисович признан "Выдающимся интеллектуалом XXI века" за научные публикации в области металлургии гранул.

В 2011 г. в Японии ему присуждена Международная премия за выдающийся вклад в развитие горячего изостатического прессования в мире.

В настоящее время Г.С. Гарибов является членом Дирекции и членом научно-технического совета ОАО "ВИЛС".

Коллектив редакции и редакционный совет журнала "Заготовительные производства в машиностроении" желают Генриху Саркисовичу крепкого здоровья, творческих успехов и благополучия!

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 16.01.2012 г. Подписано в печать 22.02.2012 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,45. Заказ 110. 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.