

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

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

**Зам. главного
редактора**
СЕРИКОВА Е.А.

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

**Ответственные
за подготовку и выпуск
номера:**
СЕРИКОВА Е.А.
ОРЛОВА А.В.

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

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

Журнал распространяется
по подписке, которую можно
оформить в любом почтовом
отделении (индекс по каталогу
"Пресса России" 39205)
или непосредственно
в издательстве.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Богданов Р.А.** Влияние модифицирования на ударную вязкость ответственных вагонных отливок из стали 20ГЛ291
- Филиков А.Е., Ерофеев В.А., Шолохов М.А., Мельников А.Ю.** Влияние обрывов дуги на образование межслойных несплавлений при сварке трубопроводов плавящимся электродом298

Кузнечно-штамповочное производство

- Власов А.В., Кривенко Д.В., Стебунов С.А., Биба Н.В., Дюжев А.М.** Проектирование предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 3. Примеры проектирования предварительных переходов305
- Чудин В.Н., Пасынков А.А.** Расчет технологических режимов горячего прямого выдавливания вязкопластичного материала314

Прокатно-волочильное производство

- Шаталов Р.Л., Медведев В.А.** Влияние дисперсности фаз и размера зерна на твердость стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии318

Материаловедение и новые материалы

- Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Луц А.Р.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез заготовок пористого карбида титана для последующей инфльтрации расплавами322

Информация

- Веремеевич А.Н., Горбатюк С.М., Жариков В.М., Наговицын В.А.** Перспективы применения лазерного технологического оборудования в металлообработке331

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением; 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное реакторостроение, машины, агрегаты и технологии материалов атомной промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы; 05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы и в базу данных Chemical Abstracts

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.

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with
assistance of specialists:
SERIKOVA E.A.
ORLOVA A.V.

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

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Bogdanov R.A.** Effect of modification on impact strength of critical carriage castings made of 20GL steel 291
- Filyakov A.E., Erofeev V.A., Sholokhov M.A., Mel'nikov A.Yu.** Effect of arc extinction on formation of interlayer faulty fusions during consumable electrode arc welding of pipelines 298

Forging and Stamping Production

- Vlasov A.V., Krivenko D.V., Stebunov S.A., Biba N.V., Dyuzhev A.M.** Preform design in axial hot closed die forging by isothermal surface method. Part 3. Preform design of industrial cases 305
- Chudin V.N., Pasynkov A.A.** Calculation of technological modes of hot direct extrusion of viscous-plastic material 314

Rolling and Drawing Production

- Shatalov R.L., Medvedev V.A.** Effect of phase dispersivity and grain size on hardness of steel vessels at outlet of rolling-press line 318

Physical Metallurgy and New Materials

- Latukhin E.I., Umerov E.R., Luts A.R.** Self-propagating high-temperature synthesis of porous titanium carbide blanks for subsequent infiltration by melts 322

Information

- Veremeevich A.N., Gorbatyuk S.M., Zharikov V.M., Nagovitsyn V.A.** Prospects for use of laser processing equipment in metalworking 331

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related processes and technologies; 05.04.11 — nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 — physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 — foundry; 05.16.05 — plastic metal forming; 05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies and in Chemical Abstracts database

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



УДК 544.016.5

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-291-297

Р.А. Богданов

(Брянский государственный технический университет)

Влияние модифицирования на ударную вязкость ответственных вагонных отливок из стали 20ГЛ

Рассмотрено влияние модификаторов на основе редкоземельных и щелочноземельных металлов на микроструктуру и ударную вязкость вагонных отливок из низколегированной литейной стали 20ГЛ мартеновских и электродуговых плавок на основе статистического и микроструктурного анализа. Исследована взаимосвязь между уровнем ударной вязкости стали, параметрами зерна матрицы и неметаллическими включениями.

Ключевые слова: статистический анализ; микроструктурный анализ; ударная вязкость; модифицирование; сталь 20ГЛ; средняя площадь зерна; неметаллические включения.

Effect of modifiers on the basis of rare-earth and alkali-earth metals on microstructure and impact toughness of car castings made of low-alloy casting 20GL steel of open-hearth and electroarc melts on the basis of statistical and microstructural analysis is considered. The relationship between the steel impact toughness level, matrix grain parameters and non-metallic inclusions is studied.

Keywords: statistical analysis; microstructural analysis; impact toughness; modification; 20GL steel; average grain area; non-metallic inclusions.

Сталь марки 20ГЛ, выплавляемую в мартеновской и электродуговой печах в АО "ПО "Бежицкая сталь" (г. Брянск) используют для изготовления ответственных вагонных отливок "рама боковая" и "балка наддрессорная" (рис. 1), применяемых в условиях Севера.

Технические службы ОАО "РЖД", повышая требования к качеству отливок грузовых вагонов из стали 20ГЛ, стимулируют техническое перевооружение на предприятиях-изготовителях, в том числе путем модифицирования, внепечной обработки, оптимизации химического состава [1, 2], технологии выплавки и разлива, повышения общей чистоты стали по неметаллическим включениям (НМВ) и др.

При минимально допустимых затратах модифицирование позволяет измельчить микро- и макроструктуру, уменьшить развитие химической, физической и структурной неоднородности, снизить содержание газов, благоприятно

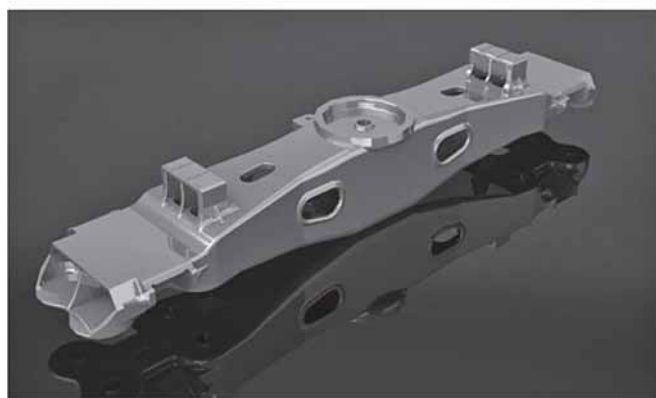
изменить природу и форму неметаллических включений, повысить комплекс технологических, механических и эксплуатационных свойств.

Модифицирование стали щелочноземельными металлами (ЩЗМ) и редкоземельными металлами (РЗМ) обеспечивает вязкий характер разрушения, т.е. положительный эффект при введении РЗМ обеспечивается в основном за счет взаимодействия с серой, измельчения зерна и изменения формы неметаллических включений, а при воздействии ЩЗМ — в результате взаимодействия с серой и кислородом, но при этом отсутствует четкая закономерность влияния РЗМ и ЩЗМ на размер зерна и загрязненность НМВ, на ударную вязкость низколегированной стали 20ГЛ [3].

Без подробного анализа этих данных невозможно решить задачу оптимизации размера зерна и НМВ в стали 20ГЛ для получения



а)



б)

Рис. 1. Рама боковая (а) и балка наддресорная (б)

стабильных значений ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² для ответственных отливок грузовых вагонов.

По методике [4] построены вариационные диаграммы (рис. 2) взаимосвязи между числом мартеновских и электродуговых серийных плавков и одинаковым уровнем ударной вязкости стали 20ГЛ за 2018 г., с наложением

микроструктур зерна [5] и НМВ [6, 7] из образцов с различным уровнем ударной вязкости $KCV^{-60} < 2,0 \cdot 10^2$, $KCV^{-60} \geq 2,0 \cdot 10^2$ и $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² (табл. 1).

Химический состав и механические свойства стали 20ГЛ согласно действующим ТУ и ГОСТ 32400—2013 в АО "ПО "Бежицкая сталь" приведены в табл. 2 и 3.

Концентрацию химических элементов стали 20ГЛ определяли автоматическим анализатором мод. GS 1000 фирмы OBLE (Германия) с искровым вакуумным эмиссионным спектрометром с высоковольтным разрядом.

Для оценки ударной вязкости применяли метод серийных испытаний на ударный изгиб образцов с различными типами надреза при понижающихся температурах по ГОСТ 9454—78. Образцы для ударной вязкости получали из треновидных проб, выбранных в начале разлива стали 20ГЛ и подвергаемых в дальнейшем термической обработке (нормализации).

Технология выплавки стали 20ГЛ в мартеновской и электродуговой печах осуществляется скрап-процессом по ТУ, используемым в АО "ПО "Бежицкая сталь". Режим работы опытных плавков на мартеновских и электродуговых печах идентичен серийным плавкам, как и применяемые шихтовые, флюсующие материалы и ферросплавы (табл. 4).

Металлографический анализ микроструктуры стали 20ГЛ проводили по ГОСТ 5639—82 с помощью программы Vestra Image System и микроскопа Axiovert 40 MAT (Carl S) фирмы Carl Zeiss (Германия).

1. Средняя площадь зерна и средняя ударная вязкость образцов из стали 20ГЛ различных плавков

Параметр	Номер мартеновских плавков			Номер электродуговых плавков		
	325-1	328-1	324-2	6-549	7-541	6-571
Средняя площадь зерна, 10^{-5} мм ²	9,241	10,238	11,633	8,784	11,393	9,184
Средняя ударная вязкость KCV^{-60} , кДж/м ²	126,3	205,65	272,55	182,65	206,9	475,05

2. Химический состав стали 20ГЛ по ГОСТ 32400—2013, % мас.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
			не более					
0,17...0,25	1,10...1,40	0,30...0,50	0,02		0,30		0,60	0,02...0,06

Примечание. При суммарном содержании в стали хрома, никеля и меди более 0,90 % содержание углерода должно быть не более 0,24 %.

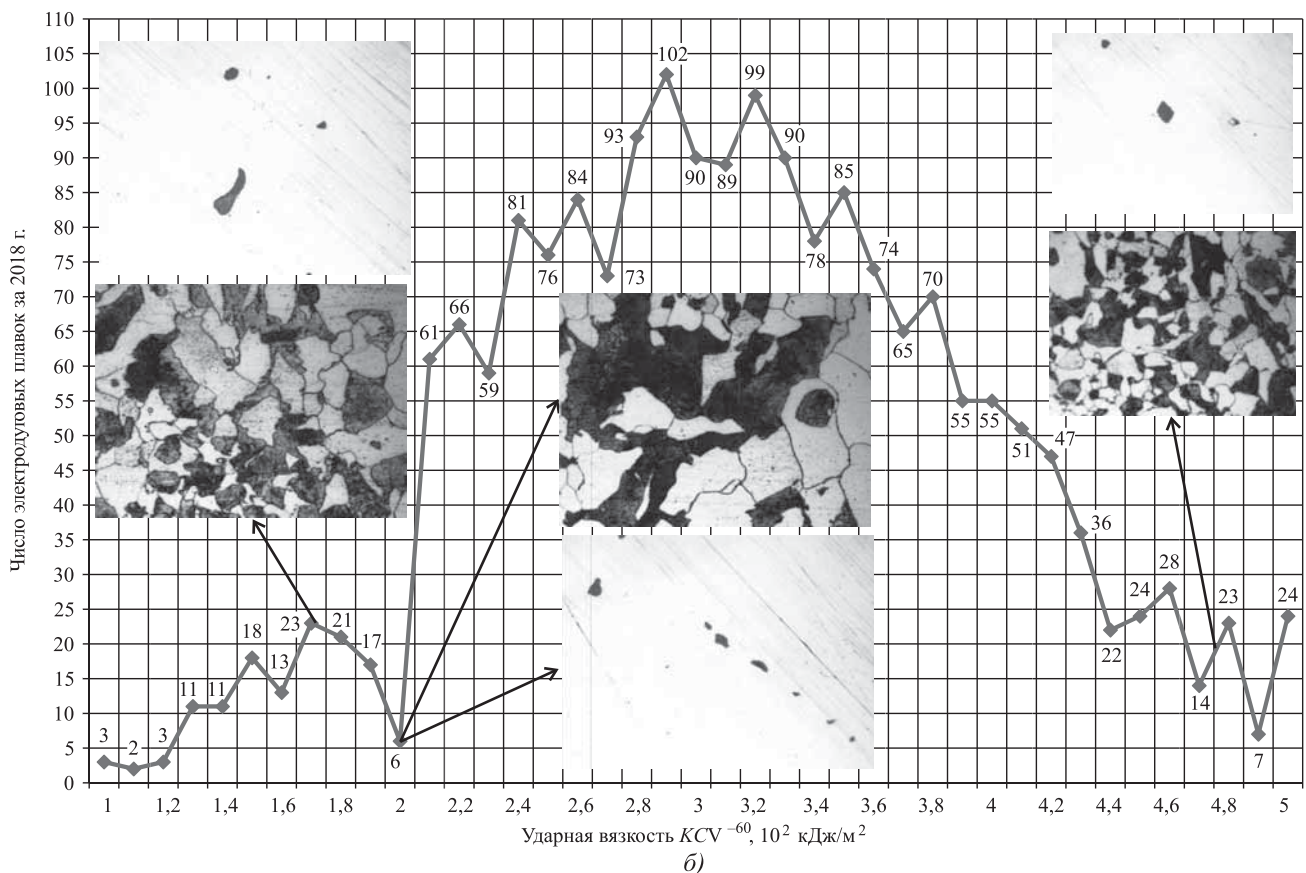
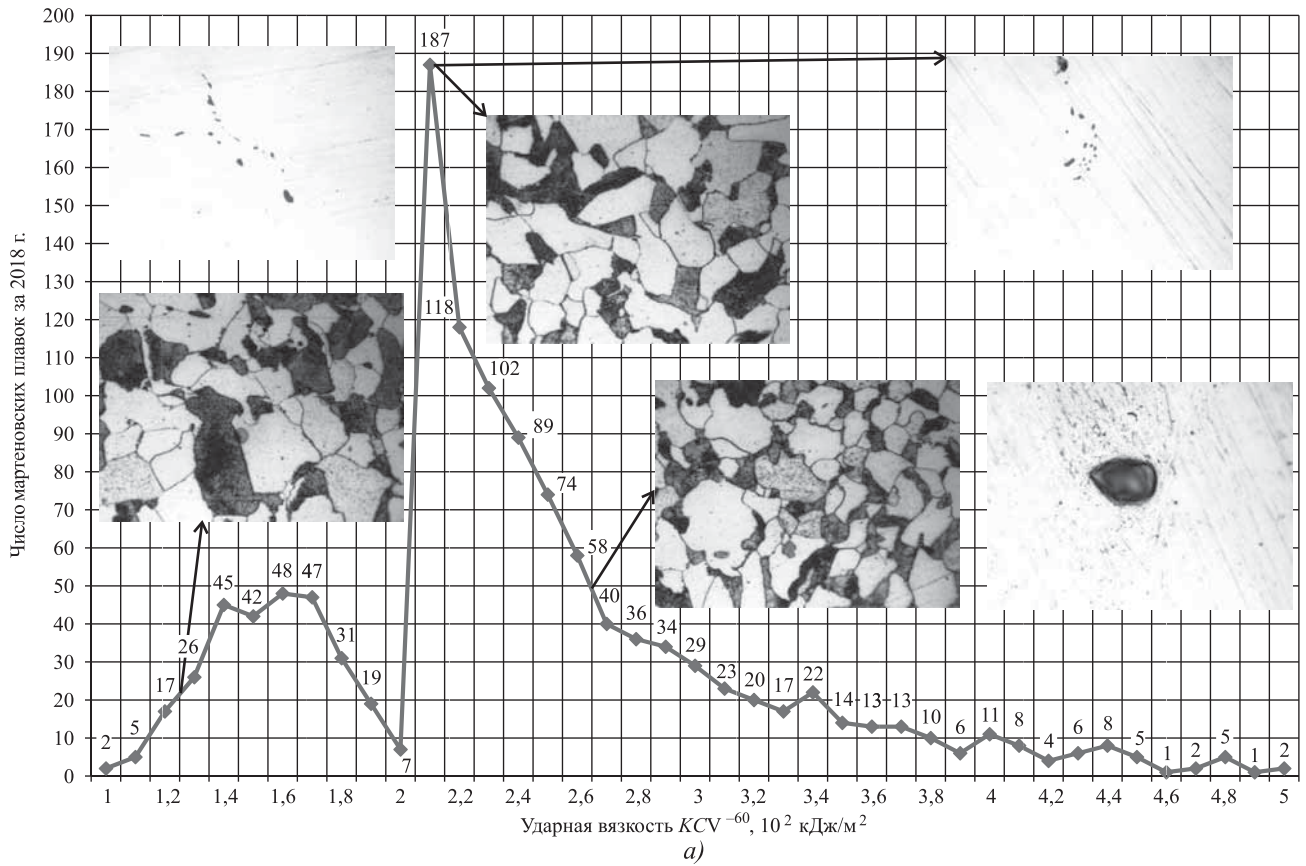


Рис. 2. Вариационные диаграммы числа мартеновских (а) и электродуговых (б) плавок с одинаковым уровнем ударной вязкости стали 20ГЛ. $\times 1000$

3. Механические свойства стали 20ГЛ по ГОСТ 32400—2013

σ_T	σ_B	δ	ψ	KCV, кДж/м ² , при температуре -60 °С
МПа		%		
не менее				
343	510	18,0	30,0	200

4. Ориентировочные нормы расхода материалов на 1 т жидкой стали 20ГЛ для мартеновской и электродуговой плавки

Наименование и марка материала	ГОСТ, ТУ	Норма расхода, кг/т
Металлозавалка	—	1097,27
Лом стальной углеродистый	ГОСТ 2787—75	1036,00
Железо из руды	—	2,00
Ферросплавы:		59,27
ферросилиций ФС45	ГОСТ 1415—93	21,5
ферромарганец ФМн78 (фосфор класса А)	ГОСТ 4755—91	26,00
ферросиликомарганец МнС17	ГОСТ 4756—91	10,00
ферротитан ФТи35С5	ГОСТ 4761—91	0,27
силикокальций СК15	ГОСТ 4762—71	1,5
Алюминий АВ87	ГОСТ 295—98	1,2
Флюсующие материалы:		
руда железная	ГОСТ Р 52939—2008	8,00
коксовый орешек КО-1, КО-2	ГОСТ 8935—2020	3,00
известняк флюсовый С-1, С-2	ТУ 0751-47-50265324—2010	106,00

Для получения стабильных значений ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² для ответственных отливок грузовых вагонов рассмотрели возможность использования в АО "ПО "Бежицкая сталь" в качестве модификаторов:

1. Модификатор КР-1: 3 % (Al + Al₂O₃); 13 % (Ce + La + Nd + Pr); 0,3 % (Ni + NiO); (Ca + CaF₂ + CaO) — остальное (ТУ 0865-002-94634068—2006).

Комплексный раскислитель присаживается в печь во время диффузионного раскисления за 10...20 мин до выпуска с его расходом 2,5...3,0 кг на 1 т жидкой стали 20ГЛ.

2. Модификатор феррониобий ФНб60: 64,5 % (Nb + Ta); 1,1 % Si; 1,2 % Al; 0,1 % Ta; 0,1 % С; 0,03 % S; 0,1 % P; 29,6 % Fe (ГОСТ 16773—2003).

Модификатор феррониобий ФНб60 присаживается в печь во время диффузионного раскисления за 20...30 мин до выпуска с его расходом 0,1...1,0 кг на 1 т жидкой стали 20ГЛ.

3. Модификатор SiBa22: 1,4 % Al; 47,5 % Si; 3 % Ca; 25 % Ba; Fe — остальное (ТУ 082-001-72684889—09).

Эффективность модификатора SiBa22 и живучесть модифицирующего эффекта возрастают в комбинации с кремнием, марганцем, кальцием и алюминием в течение 30 мин после обработки. Расход модификатора SiBa22 1,0...1,5 кг на 1 т жидкой стали 20ГЛ.

4. Модификаторы барий-стронциевый БСК-2-УС (табл. 5) и БАРС-25: 37 % (BaO + CaO + SrO); 34 % (Al + Al₂O₃) (ТУ 1717-001-75073896—2005).

5. Химический состав модификатора БСК-2-УС, % мас.

SiO ₂	BaO	CaO	SrO	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	FeO	MnO	Al ₂ O ₃	TiO ₂	CO ₂
11,0	19,8	20,0	9,5	0,8	3,0	1,6	1,5	0,01	11,3	0,5	21,0
Вредные примеси, % мас., не более											
P			P ₂ O ₅				S				
0,06			0,15				0,10				

6. Средняя площадь зерна и средняя ударная вязкость образцов из стали 20ГЛ электродуговых плавки, модифицированных КР-1

Параметр	Номер плавки										
	7-772	6-762	7-779	6-783	7-785	6-892	7-889	6-929	7-928	6-936	7-934
Средняя площадь зерна, 10 ⁻⁵ мм ²	17,61	10,95	24,82	28,48	24,82	11,68	7,73	59,28	12,72	12,08	25,4
Средняя ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , кДж/м ²	271,67	245,32	253,13	248,33	282,45	275,54	261,81	207,58	165,87	164,35	257,82

Модификатор БСК-2-УС присаживается в печь во время диффузионного раскисления за 10...20 мин до выпуска с его расходом 3,0...5,0 кг на 1 т жидкой стали 20ГЛ. Расход модификатора БАРС-25 2,0...3,0 кг на 1 т жидкой стали 20ГЛ.

В АО "ПО "Бежицкая сталь" проводили опытные плавки в электродуговой печи емкостью 6 т (табл. 6—8) и мартеновской печи емкостью 60 т (табл. 9) с использованием указанных модификаторов:

1. Модификатор КР-1 в количестве 20 кг на 1 плавку бросали на зеркало жидкой стали 20ГЛ в электродуговой печи в конце восстановительного периода.

2. Модификатор ФНб60 в количестве 2,5 кг на 1 плавку бросали на зеркало жидкой стали 20ГЛ в электродуговой печи в конце восстановительного периода (плавка № 7-750), окислительного периода (плавки № 7-784; 7-820; 6-808; 7-873; 6-859) и укладывали на дно ковша (плавка № 7-757).

3. Модификатор БСК-2-УС в количестве 40 кг (30 кг) на 1 плавку бросали на зеркало жидкой стали 20ГЛ в электродуговой печи

в конце восстановительного периода и БАРС-25 в количестве 15 кг (20 кг) укладывали на дно ковша, плавки № 7-084; 7-085; 7-086; 6-077; 6-078 (плавки № 6-104; 7-120; 7-121; 6-111; 6-112; 7-128; 7-129; 6-118; 6-119).

4. Модификатор ФНб60 в количестве 2,5 кг на 1 плавку бросали на зеркало жидкой стали 20ГЛ в мартеновской печи в конце восстановительного периода (плавка № 158), окислительного периода (плавки № 420-1; 420-2; 442-1; 442-2; 193-1; 193-2; 208) и в ковш (плавки № 393-1; 393-2) и модификатор SiBa22 в количестве 28 кг укладывали на дно ковша (плавка № 193-1).

Серия экспериментов мартеновских и электродуговых плавов с различными модификаторами показала отсутствие стабильности средних значений ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² образцов из стали 20ГЛ, прошедших одну термообработку и полученных из восьми образцов, в зависимости со средней площадью зерна (см. табл. 6—9).

Опытные плавки в электродуговой печи с модификаторами КР-1 и ФНб60 показали наи-

7. Средняя площадь зерна и средняя ударная вязкость образцов из стали 20ГЛ электродуговых плавов, модифицированных ФНб60

Параметр	Номер плавки						
	7-750	7-757	7-784	7-820	6-808	7-873	6-859
Средняя площадь зерна, 10 ⁻⁵ мм ²	29,25	15,95	18,05	38,56	7,07	16,24	14,18
Средняя ударная вязкость KCV^{-60} , кДж/м ²	165,3	175,1	203,75	264,7	267,5	242,5	221,25

8. Средняя площадь зерна и средняя ударная вязкость образцов из стали 20ГЛ электродуговых плавов, модифицированных БСК-2-УС и БАРС-25

Параметр	Номер плавки													
	7-084	7-085	7-086	6-077	6-078	6-104	7-120	7-121	6-111	6-112	7-128	7-129	6-118	6-119
Средняя площадь зерна, 10 ⁻⁵ мм ²	10,71	11,65	13,43	22,15	18,06	10,66	8,95	10,64	8,41	10,85	14,9	13,84	14,96	14,63
Средняя ударная вязкость KCV^{-60} , кДж/м ²	182,5	258,75	221,3	251,25	227,5	165,2	134,8	163,3	182,7	156,67	143,75	197,5	117,5	166,67

9. Средняя площадь зерна и средняя ударная вязкость образцов из стали 20ГЛ мартеновских плавов, модифицированных ФНб60 и SiBa22

Параметр	Номер плавки									
	393-1	393-2	420-1	420-2	442-1	442-2	158	193-1	193-2	208
Средняя площадь зерна, 10 ⁻⁵ мм ²	25,08	41,51	6,11	11,88	26,47	40,02	11,32	11,25	6,08	18,67
Средняя ударная вязкость KCV^{-60} , кДж/м ²	152,3	124,8	217,5	215,7	177,5	261,25	143,9	265,1	307,8	225,4

больший эффект согласно средним значениям ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² образцов из стали 20ГЛ (см. табл. 6, 7) в сравнении с другими модификаторами.

Мартеновские плавки с модификаторами ФНб60 и SiBa22 продемонстрировали удовлетворительные средние значения ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² только в половине образцов из стали 20ГЛ (табл. 9).

Для выявления причин низких средних значений ударной вязкости $KCV^{-60} < 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² провели микроструктурный анализ модифицированных образцов из стали 20ГЛ (рис. 3–6), который показал наличие на нетравленных шлифах колонии сложных НМВ неправильной и реже удлиненной формы, а также загрязненность НМВ образцов мартеновской плавки № 393-2, модифицированных ФНб60, и образцов электродуговой плавки № 7-120, модифицированных БСК-2-УС и БАРС-25.

Как видно из рис. 3–6, на травленных шлифах наблюдается ферритно-перлитная однородная микроструктура, за исключением образцов мартеновской плавки № 393-2, модифицированных ФНб60, и образцов электродуговой плавки № 7-120, модифицированных БСК-2-УС

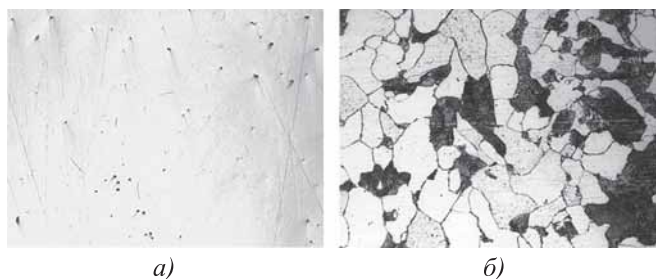


Рис. 3. Микроструктуры нетравленного (а) и травленного (б) образцов электродуговой плавки № 7-928, модифицированных КР-1:

а — $\times 100$; б — $\times 1000$

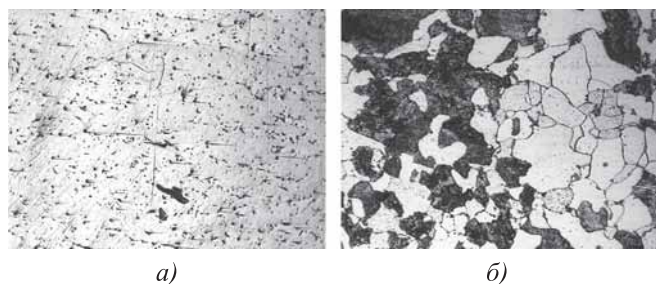


Рис. 4. Микроструктуры нетравленного (а) и травленного (б) образцов мартеновской плавки № 393-2, модифицированных ФНб60:

а — $\times 100$; б — $\times 1000$

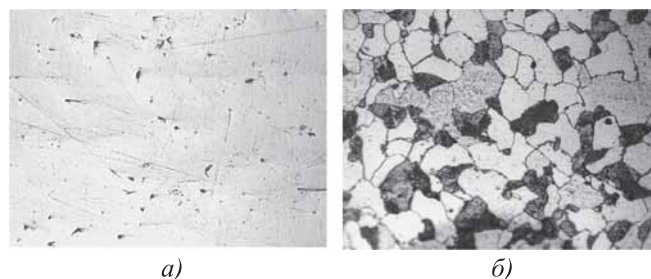


Рис. 5. Микроструктуры нетравленного (а) и травленного (б) образцов электродуговой плавки № 7-750, модифицированных ФНб60:

а — $\times 100$; б — $\times 1000$

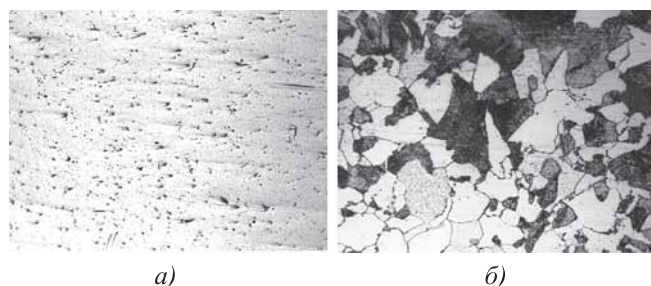


Рис. 6. Микроструктуры нетравленного (а) и травленного (б) образцов электродуговой плавки № 7-120, модифицированных БСК-2-УС и БАРС-25:

а — $\times 100$; б — $\times 1000$

и БАРС-25, на шлифах которых проявляются отдельные укрупненные зерна перлита, свидетельствующие о наличии перегрева образцов из стали 20ГЛ.

Заключение. Опытные плавки в электродуговой печи с модификатором КР-1 способствовали устранению вредных выделений по границам зерен независимо от средней площади зерна, количества и размеров НМВ, что подтверждается стабильностью средних значений ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² образцов из стали 20ГЛ (см. табл. 6) за исключением двух плавок, достаточно близких к значению $KCV^{-60} \approx 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м².

Опытные плавки в электродуговой печи с модификатором ФНб60 показали тенденции устойчивости средних значений ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² образцов из стали 20ГЛ (см. табл. 7), независимо от средней площади зерна, в результате повышения прочности межзеренных связей и уменьшения доли крупных НМВ, за исключением двух плавок, достаточно близких к значению $KCV^{-60} \approx 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м².

Переизбыток вводимого в комплексе модификаторов БСК-2-УС и БАРС-25 в электро-

дуговую печь привел к загрязненности НМВ (см. рис. 6, *a*) и показал в 10 из 14 плавок средние значения ударной вязкости $KCV^{-60} < 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² образцов из стали 20ГЛ (см. табл. 8).

Мартеновские плавки с модификаторами ФНб60 и SiBa22 продемонстрировали неудовлетворительные средние значения ударной вязкости $KCV^{-60} > 2,0 \cdot 10^2$ кДж/м² только в 4 из 10 плавок образцов из стали 20ГЛ (см. табл. 9), что связано также с загрязненностью НМВ (см. рис. 4, *a*).

Тип, количество, загрязненность и размер НМВ и средняя площадь зерна модифицированных образцов мартеновских и электродуговых плавок в большинстве аналогичны параметрам образцов серийных плавок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Богданов Р.А., Давыдов С.В.** Влияние химического состава на ударную вязкость ответственных отливок грузовых вагонов // Вестник БГТУ. 2012. № 4. С. 4–11.

2. **Богданов Р.А., Давыдов С.В., Болдырев Д.А.** Влияние химического состава на ударную вязкость ответственных вагонных отливок из стали 20ГЛ // Сталь. 2019. № 12. С. 48–51.

3. **Солнцев Ю.П., Андреев А.К., Гречин Р.И.** Литейные хладостойкие стали. М.: Металлургия, 1991. 176 с.

4. **Цой Б., Лаврентьев В.В.** Основы создания материалов со сверхвысокими физическими характеристиками / под ред. Э.М. Карташова, В.В. Шевелева. М.: Энергоатомиздат, 2004. 400 с.

5. **Богданов Р.А., Давыдов С.В., Панов А.Г.** Влияние параметров зерна матрицы на ударную вязкость вагонных отливок из стали 20ГЛ // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. "Обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической техники", 19–20 февраля 2020 г. Брянск: БГТУ, 2020. С. 50–56.

6. **Богданов Р.А., Давыдов С.В., Чухчин Д.Г.** Влияние неметаллических включений на ударную вязкость вагонных отливок из стали 20ГЛ // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. "Обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической техники", 19–20 февраля 2020 г. Брянск: БГТУ, 2020. С. 45–50.

7. **Богданов Р.А.** Управление качеством вагонных отливок из стали 20ГЛ в аспекте влияния неметаллических включений // Технология машиностроения и материаловедение: материалы Междунар. науч.-практ. конф. 2020. № 4. С. 48–52.

*Роман Александрович Богданов, канд. техн. наук,
lpim-bra@yandex.ru*



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

А.Е. Филяков (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
В.А. Ерофеев (Тульский государственный университет),
М.А. Шолохов, А.Ю. Мельников (Уральский федеральный университет
имени первого президента России Б.Н. Ельцина)

Влияние обрывов дуги на образование межслойных несплавлений при сварке трубопроводов плавящимся электродом

Для оценки влияния прерываний дуги на формирование сварочной ванны и шва выполнено виртуальное исследование, используя детерминированную математическую модель процесса сварки. Установлено, что перерывы в горении дуги приводят к возникновению кратеров, глубина которых может достигать толщины заполняющего слоя. Показано, что влияние длительности перерывов горения дуги на глубину кратеров слабо зависит от скорости сварки, но сильно зависит от пространственного положения сварочной ванны. При анализе данных мониторинга сварки необходимо учитывать критерии образования дефектов от возмущений в тепловом контуре дуги.

Ключевые слова: магистральный трубопровод; автоматическая сварка; мониторинг; дефекты сварного соединения.

Virtual study is performed using deterministic mathematical model of the welding process to assess the effect of arc interruptions on the formation of the weld pool and seam. It is found that interruptions in arc burning lead to the appearance of craters, the depth of which can reach the thickness of the filling layer. It is shown that the effect of the duration of the interruptions in arc burning on the crater depth depends weakly on the welding speed, but noticeably depends on the spatial position of the weld pool. It is necessary to take into account the criteria for the formation of defects from disturbances in the thermal circuit of the arc when analyzing of the welding monitoring data.

Keywords: main pipeline; automatic welding; monitoring; weld defects.

Введение. Хорошо известно, что своевременно не выявленные дефекты в сварных соединениях еще на стадии строительства магистральных трубопроводов снижают их надежность и безопасность при последующей эксплуатации. Поэтому современные системы управления качеством продукции сварочного производства основаны на процедурах минимизации вероятности их появления. Однако при реализации процессов сварки магистральных трубопроводов в полевых условиях дефектность сварных соединений по-прежнему достаточно высока [1, 2]. В последние годы для повышения исполнительской дисциплины при строительстве трубопроводов активно используют такое перспективное инновационное решение, как мониторинг и документирование реализуемых процессов сварки [3, 4].

Стабильно высокое качество сварных соединений обеспечивает автоматическая сварка, поэтому ее объем составляет около 90 % общего объема сварочных работ на линейной части магистральных трубопроводов [5].

Однако и автоматическая сварка не позволяет полностью избежать дефектов формирования швов, связанных с необходимостью выполнять швы в разных пространственных положениях и с возможными нарушениями стабильности горения дуги.

Необходимость выполнения сварки в разных пространственных положениях предопределяет необходимость корректировки режимов, так как сварка участка шва в нижнем положении отличается от участка шва в потолочном положении из-за гравитационных сил, действующих на сварочную ванну. Поэтому пока результаты мониторинга не являются достоверной оценкой качества выполнения сварки, так как возникновение отклонения режима сварки от нормы оказывает разное влияние при сварке различных сплавов и зависят от конструктивных особенностей соединения, условий и технологии выполнения сварочных работ.

На образование дефектов влияют возмущения в системе источник питания—дуга—

сварочная ванна [6, 7]. Очевидно, что возмущения в энергетическом контуре источник—дуга приводят к прерыванию горения дуги (обрывам). Следует также учитывать, что следствием прерывания горения дуги в энергетическом контуре являются возмущения в тепловом контуре при передаче тепла сварочной ванне. При этом, как правило, формируются кратеры, часть из которых не переплавляется при выполнении последующих проходов. Если в образовавшиеся пустоты не затекает расплавленный металл, то они зачастую превращаются в несплавления по кромкам или межслойные несплавления [8]. Именно по этим причинам при автоматической сварке трубопроводов могут возникать подобные потенциально опасные дефекты [9].

В работе [10] предложено различать обрывы дуги, приводящие к полному прекращению процесса сварки, и непродолжительные обрывы дуги с кратковременным прерыванием процесса сварки с прекращением поступления в ванну электродного металла. Проблемные места, связанные с полным прекращением процесса сварки (рис. 1, см. обложку), хорошо видны визуально.

В соответствии с требованиями научно-технической документации они подлежат механической зачистке и только после этого возможно возобновление процесса сварки.

Значительно большие проблемы создают трудно фиксируемые визуально непродолжительные обрывы дуги и короткие замыкания с кратковременным прерыванием процесса сварки и образованием кратеров различной глубины (рис. 2, см. обложку).

Последствия, к которым приводят кратковременные обрывы дуги, показаны на рис. 3.

Вместе с тем вопросы влияния кратковременных обрывов дуги при сварке трубопроводов на образование несплавлений практически не отражены в литературе. На образование межслойных несплавлений в отличие от несплавлений по кромкам в меньшей степени влияют такие особенности процессов сварки трубопроводов, как поперечные колебания дуги в разделке. Поэтому условия образования межслойных несплавлений наиболее просты в идентификации. Таким образом, именно исследование влияния характерных возмущений сварочного процесса на образование межслойных несплавлений позволяет более подробно изучить механизм образования несплавлений при кратковременных обрывах дуги.

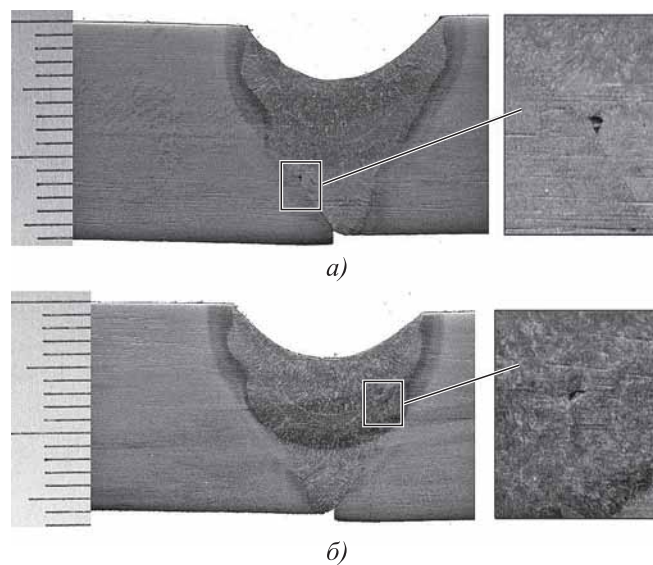


Рис. 3. Неспаивания у кромки (а) и межслойные несплавления (б), как последствия кратковременного прекращения на предыдущем проходе процесса сварки

Цель работы — исследование и определение критериев образования межслойных несплавлений в сварных соединениях от возмущений в тепловом контуре дуги в процессе автоматической сварки трубопроводов.

Методика проведения исследований. Известно [11], что наиболее эффективным и малозатратным методом фиксации характерных возмущений процессов сварки является онлайн-мониторинг отклонений текущих значений физических параметров от рекомендованных в нормативно-технической документации.

Однако до настоящего времени процедуры мониторинга не позволяют прогнозировать последствия характерных возмущений процессов сварки во взаимосвязи с возможными дефектами сварных соединений. Поэтому повысить достоверность прогноза качества шва по результатам мониторинга можно только увеличением объема и оперативного анализа используемой информации, например учета дополнительных сведений о реальной сборке стыка, его пространственного положения, допусков на неконтролируемые параметры и других факторов. Но это требует создания математического аппарата учета влияния этой информации при оценке вероятности появления различных дефектов шва. Для решения подобного класса задач эффективно использование методов имитационного моделирования [12, 13], реализуемых в одной из сред математического моделирования (Delphi, C Builder, MatLab).

При выполнении данного исследования использована ранее разработанная физико-математическая модель [14], позволяющая воспроизвести начальную стадию формирования сварочной ванны и шва с момента возбуждения дуги до достижения установившегося состояния. Эта модель позволяет воспроизводить формирование сварочной ванны при сварке многопроходных швов с заданным профилем поперечного сечения разделки кромок и учитывает изменение профиля разделки по мере ее заполнения. Основной модели является система уравнений теплопроводности и равновесия поверхности сварочной ванны с учетом их взаимодействия со сварочной дугой.

Прерывание горения дуги воспроизводили как исчезновение на заданное время теплового и силового воздействия дуги на поверхность сварочной ванны. Исследовали типичный случай монтажа трубопроводов из стали 09Г2С толщиной 20 мм, сварное соединение С17 по ГОСТ 14771—76. Параметры режима сварки выбирали согласно рекомендациям [15].

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 4 (см. обложку) приведены результаты моделирования формирования заполняющего прохода при скорости сварки $v_w = 5$ мм/с и токе дуги $I = 190$ А после обрыва дуги на $t_{ok} = 0,5$ с при выполнении сварки в нижнем положении.

Обрыв дуги вызывает формирование углубления (кратера) в валике шва глубиной g по отношению к уровню поверхности шва на установившемся режиме (см. рис. 4, z , бордовым цветом выделено сечение текущего прохода, синим — при предыдущих проходах). Глубину кратера от обрыва дуги в дальнейшем использовали для оценки влияния технологических факторов на формирование шва.

Ввиду отсутствия каких-либо сведений о характере влияния технологических факторов на чувствительность формирования сварочной ванны и шва к обрывам дуги использовали стратегию простого однофакторного эксперимента, при которой оценивали изменение геометрии шва при различных значениях параметров сварки.

На рис. 5 показаны результаты исследования влияния длительности прерывания дуги на глубину образующегося кратера при различных режимах сварки.

Установлено, что при малых токах и скоростях сварки предельная глубина кратера достигается при больших значениях длительности

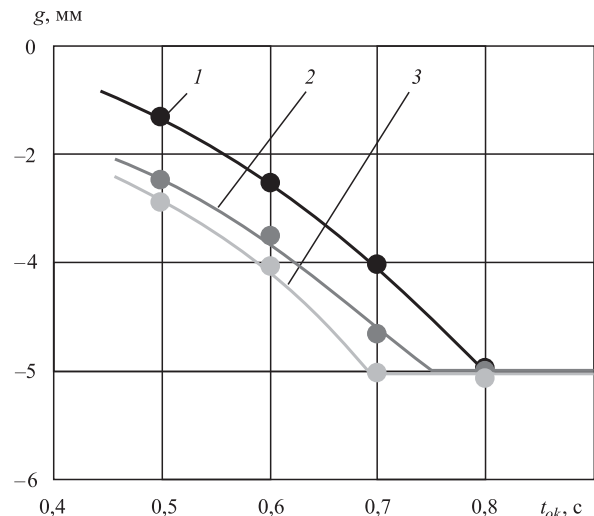


Рис. 5. Влияние длительности прерывания дуги t_{ok} на глубину образующегося кратера g при различных режимах сварки:

1 — 140 А, 3 мм/с; 2 — 210 А, 5 мм/с; 3 — 290 А, 8 мм/с

прерывания дуги. Этот результат можно объяснить тем, что при равном сечении наплавленного металла при больших скоростях сварки сварочная ванна удаляется от застывающей сварочной ванны быстрее, чем она кристаллизуется.

Моделирование процесса при различных значениях тока дуги при постоянной скорости, при которых площадь поперечного сечения наплавки существенно изменяется, показало, что ток дуги сильно влияет на чувствительность формирования шва к прерыванию дуги.

Не менее важное значение с точки зрения влияния обрывов дуги на образование кратеров в наплавленном металле имеет значение осуществления сварки на спуск или на подъем.

Результаты моделирования процесса при разном положении стыка при фиксированных значениях тока дуги и скорости сварки приведены на рис. 6.

С ростом длительности прерывания дуги глубина кратера нелинейно увеличивается, достигая максимального значения, при котором кромки в кратере не оплавляются. Небольшое влияние положения на максимальное значение объясняется различным формированием сварочной ванны.

Пространственное положение стыка определяет направление силы тяжести, действующей на поверхность сварочной ванны, что изменяет условия формирования шва. Соответственно изменяется реакция на обрыв дуги. Наиболее

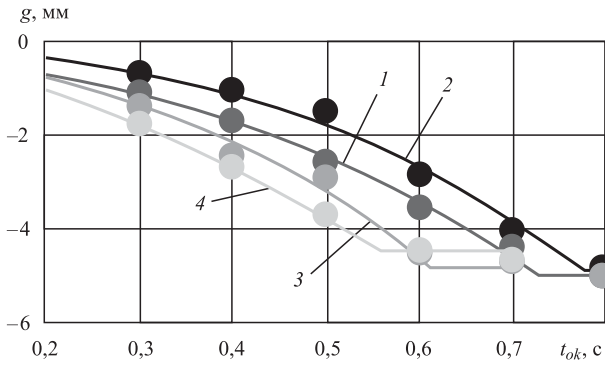


Рис. 6. Влияние длительности прерывания дуги t_{ok} на глубину кратера g при сварке в различных пространственных положениях (ток дуги 210 А, скорость сварки 5 мм/с): 1 — 0°; 2 — 90°; 3 — 180°; 4 — 270°

глубокий кратер возникает при сварке в вертикальном положении снизу вверх (200...270°), наименьший — при сварке сверху вниз (80...90°). При выполнении сварки в нижнем положении кратер формируется менее глубокий, чем при сварке в потолочном положении.

На рис. 7 показано изменение глубины кратера от угла наклона шва относительно горизонта.

Описанный характер влияния прерывания дуги на формирование кратера сохраняется при изменении режима сварки, пока его глубина не достигла максимального значения ($g < g_{max} = d$). Это максимальное значение глубины кратера определяется площадью сечения заполнения разделки, т.е. током дуги и скоростью сварки.

На рис. 8 приведены зависимости длительности t_{ok} , при которой кратер достигает максимальной глубины ($g_{max} = d$), от тока дуги I при сварке в нижнем положении.

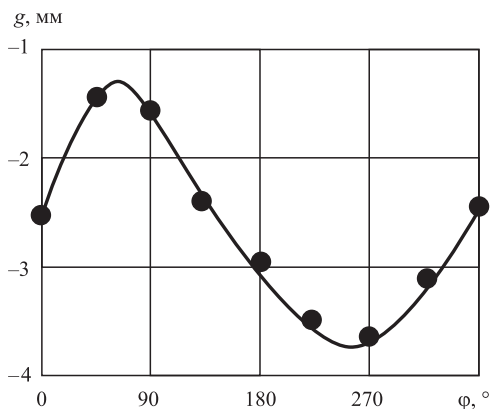


Рис. 7. Влияние положения сварки ϕ (угла наклона шва к горизонтальной плоскости) на глубину кратера g после прерывания дуги на 0,5 с при токе 210 А и скорости сварки 5 мм/с

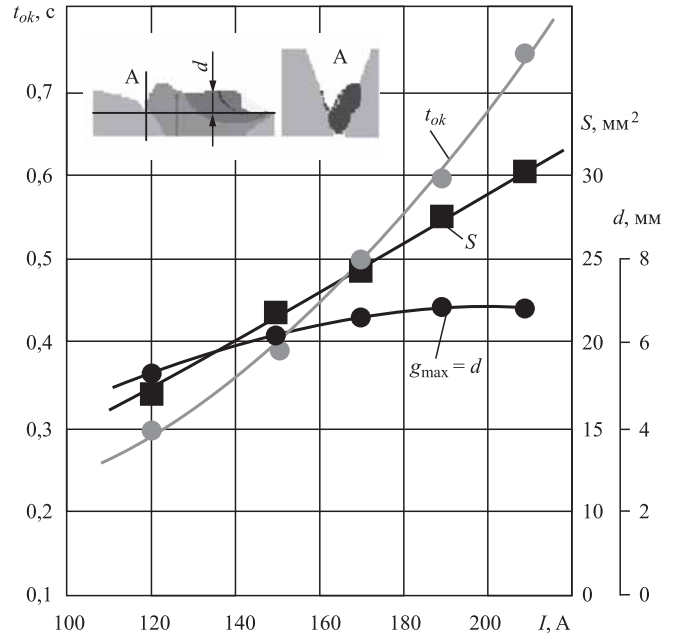


Рис. 8. Зависимость длительности прерывания дуги t_{ok} от тока дуги I при сварке в нижнем положении со скоростью $v_w = 5$ мм/с:

S — площадь поперечного сечения наплавки; d — толщина наплавляемого слоя

Экспериментальная проверка влияния тока сварки и длительности прерывания (кратковременного обрыва) дуги на размеры образующегося кратера подтвердила результаты проведенного анализа. В таблице приведены данные о влиянии тока и длительности прерывания (кратковременного обрыва) дуги на размеры образующегося кратера.

Результаты исследования показали, что для формирования кратера прерывание горения дуги должно быть достаточно длительным. Для возникновения несплавлений при выполнении последующих проходов глубина кратера не должна превышать глубины переплава слоя с кратером. Обычно при сварке заполняющих проходов переплав предыдущего слоя составляет около 20 % от толщины слоя d , т.е. можно принять максимально допустимое значение глубины кратера $g_d < 0,2d$.

При выполнении сварки ток известен, что позволяет оценить значение g_{max} (см. рис. 8). Например, при данной разделке кромок при скорости сварки $v_w = 5$ мм/с и токе дуги $I = 190$ А глубина заполняемой разделки $d = 7$ мм, соответственно допустимая глубина кратера $g_d < 1,4$ мм. По зависимости (см. рис. 8), глубины кратера g от длительности прерывания дуги t_{ok}

Влияние тока и длительности прерывания (кратковременного обрыва) дуги на размеры образующегося кратера

Оценочный размер кратеров из-за обрывов дуги	Сварочный ток, А								
	150			225			300		
	Длительность прерывания дуги (кратковременного обрыва), с								
	0,5	1,0	2	0,5	1,0	2,0	0,5	1,0	2
Длина, мм	5,0	8,0	11,8	6,5	8,0	18,0	8,0	15,0	24,0
Ширина, мм	6,0	6,5	6,5	9,5	10,8	10,8	15,0		15,0
Глубина, мм	1,2	2,0	3,5	1,3	2,0	4,6	1,8	3,2	5,2

Примечание. Скорость сварки 180 мм/мин; диаметр проволоки 1,2 мм; вылет электрода 15 мм; расход защитного газа 12...15 л/мин.

для данного тока дуги определим допустимое значение длительности $t_{ок} < 0,3$ с.

При сварке в других положениях это значение будет заметно отличаться, например, при сварке снизу вверх оно меньше в 1,5 раза (см. рис. 5) и составляет $t_{ок} < 0,2$ с, а при сварке сверху вниз больше в 1,7 раза и составляет $t_{ок} < 0,5$ с. Прерывание дуги на меньшее время не должно вызывать межслойных несплавлений.

Эти результаты относятся только к рассмотренному варианту сварки и, очевидно, не могут быть применены для вариантов сварки импульсной дугой и с колебаниями горелки поперек стыка, так как формирование сварочной ванны в этих случаях сильно отличается от ее формирования при сварке заполняющего прохода.

Практическое применение результатов в системах мониторинга. Так как несплавления возникают на месте образующегося кратера из-за неполного переплава кратера на следующем проходе, то в подсистемах прогноза дефектообразования в системах мониторинга необходимо учитывать не только глубину возникающих кратеров, но и глубину проплавления на последующих проходах.

В системах мониторинга хода сварки необходимо определить появление дефекта за приемлемое время, за которое дуга не успевает удалиться от места возникновения дефекта на расстояние, не превышающее размер дефекта. При размерах несплавления около 1 мм и скоростей сварки 5...10 мм/с это время не более 0,1...0,2 с, что полностью исключает использование физико-математического моделирования в системах оперативного прогнозирования [16—18]. Приемлемо только предельное упрощение модели до системы линейных соотношений [10]:

$$\Delta Y_j = \sum_{i=1}^n K_i^j \Delta X_{i,j}, \quad (1)$$

где K_i^j — коэффициент влияния i -го параметра X на j -й показатель качества формирования шва Y ; Δ — допуск на j -й параметр.

Применительно к образованию межслойных несплавлений из-за прерывания дуги глубину образуемого кратера можно считать показателем качества Y формирования шва, а измеряемым параметром X — длительность прерывания дуги. Проанализируем с этих позиций приведенные выше результаты прерывания дуги и определим коэффициенты влияния для данного варианта сварки трубопроводов.

Значение коэффициента $k_i^g = \frac{\Delta g}{\Delta t}$, связывающего глубину кратера с длительностью прерывания дуги, равно $k_i^g \approx \frac{-5}{0,7} = -7,15$ мм/с.

Однако следует учитывать, что на данный коэффициент существенно влияет ток дуги (см. рис. 5). Поэтому при токе дуги 120 А его значение около $k_i^g = -11,7$ мм/с, при 210 А $k_i^g = -5,8$ мм/с. С учетом этого влияние тока можно учесть соответствующим коэффициентом:

$$k_I = \frac{k_i^g}{\Delta I} \approx \frac{5,8 - 11,7}{210 - 120} = -0,064 \text{ мм}/(\text{с} \cdot \text{А}).$$

Известно, что пространственное положение дуги при сварке трубопроводов влияет на формирование швов, поэтому влияние пространственного положения (см. рис. 7), также учтем соответствующим коэффициентом:

$$k_\varphi^g = \frac{\Delta g}{\Delta t_{ок} \Delta \varphi} \approx -2,4 \cos \varphi \text{ мм}/(\text{с} \cdot \text{рад}).$$

Таким образом, при допустимой глубине кратера $g = 0,1$ мм критерием выявления недопустимого прерывания дуги является соотношение

$$g = (k_i^g + k_I^g \Delta I + k_\varphi^g \Delta \varphi) t_{ок} > 0,1 \text{ мм}, \quad (2)$$

где $\Delta I, \Delta \varphi$ — отклонения от номинального значения $I_0 = 190$ А, $\varphi_0 = 270^\circ$; $t_{ок}$ — длительность

зафиксированного прерывания горения дуги. Недопустимая длительность прерывания дуги реализуемой технологии сварки, при которой глубина кратера превышает проплавление $-h$ на следующем проходе, составляет

$$t_{ko} > \frac{-h}{(k_i^g + k_j^g \Delta I + k_\phi^g \Delta \phi)}, \quad (3)$$

где t_{ko} — недопустимая длительность прерывания дуги реализуемой технологии сварки; $-h$ — глубина провара на следующем проходе.

Приведенный пример наглядно показывает, что коэффициенты алгебраических соотношений, входящих в критерий прогнозирования качества формирования шва, можно получить при компьютерном моделировании этого явления. Схожие подходы при определенных допущениях можно использовать и при прогнозировании последствий прерывания дуги на образование несплавлений по кромкам разделки. С учетом этого критерия последствий прерывания дуги (вместе с аналогичными критериями других возмущений процесса сварки на показатели качества сварных соединений) несложно ввести в микропроцессор модуля прогнозирования качества сварных соединений интеллектуальной системы мониторинга процессов сварки магистральных трубопроводов.

Выводы

1. Проблема повышения эффективности использования систем мониторинга сварки магистральных трубопроводов может быть решена введением подсистем прогноза вероятности дефектообразования по длительности прерываний горения дуги, идентифицируемых при мониторинге процессов сварки.

2. Выполнено виртуальное исследование последствий кратковременных перерывов горения дуги, идентифицируемых при мониторинге процессов сварки, на формирование сварочной ванны при выполнении стыковых швов на трубопроводах в различных пространственных положениях.

3. Перерывы горения дуги приводят к возникновению кратеров, глубина которых увеличивается с ростом длительности перерыва и может достигать толщины заполняющего слоя.

4. Влияние длительности перерывов горения дуги на глубину кратеров слабо зависит от

скорости сварки при поддержании постоянной площади сечения наплавки, но значительно увеличивается при уменьшении этого сечения, и существенно зависит от пространственного положения в процессе сварки. Это влияние максимально при сварке в вертикальном положении снизу вверх и минимально при сварке сверху вниз.

5. Быстродействие подсистемы прогноза дефектообразования, в том числе несплавлений, в системе мониторинга значительно повышается в случае введения в нее совокупности алгебраических критериев, коэффициенты которых определяются при компьютерном моделировании влияния прерывания дуги на формирование сварочной ванны и шва при параметрах конкретного сварочного процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мигачева Г.Н.** Анализ дефектов сварки трубопроводов // Достижения науки и образования. 2018. № 3. С. 9—14.
2. **Baghel P.K.** Effect of welding parameters of Gas Metal Arc Welding on weld bead geometry: a review // International Journal of Engineering Science and Technology. 2012. Vol. 4. No. 7. P. 3446—3449.
3. **Абрамян С.Г., Савеня С.Н., Савеня А.А.** Контроль качества систем трубопроводного транспорта на всех этапах строительства и эксплуатации: учеб. пособие. Волгоград: ВолгГАСУ, 2011. 106 с.
4. **Online** monitoring, analysis, and remote recording of welding parameters to the welding diary / A. Lebar, L. Selak, R. Vrabii, P. Butala // Journal of Mechanical Engineering. 2012. Vol. 58. No. 7—8. P. 444—452.
5. **Филяков А.Е.** Технологические аспекты возникновения дефектов при сварке магистральных трубопроводов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 8. С. 343—348.
6. **Львов Р.С., Гладков Э.А.** Автоматика и автоматизация сварочных процессов. М.: Машиностроение, 1982. 302 с.
7. **Чернышов Г.Г., Садыров К.А., Киселев О.Н.** Оценка качества формообразования стыкового шва труб по энергетическим характеристикам дуги и параметрам ванны // Сварочное производство. 1988. № 6. С. 12—13.
8. **Experimental** investigation of process parameters on strength of welding joint in GMAW / S. Deshmukh, Y. Lande, M. Mhaske, S.B. Belkar // International Journal of Advance Research and Innovative Ideas in Education. 2017. Vol. 3. No. 1. P. 892—908.
9. **Виртуальное** исследование условий возникновения неметаллических включений при многопроходной сварке плавящимся электродом трубопроводов / А.Е. Филяков, С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, М.А. Шолохов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 11. С. 488—493.

10. **Анализ** проблем критериальной оценки причин возникновения дефектов при автоматической сварке трубопроводов / А.Е. Филяков, С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, М.А. Шолохов // Сварка и диагностика. 2020. № 6. С. 31–36.

11. **Колесников О.И., Юшин А.А., Гончаров Н.Г.** Анализ применения автоматизированных систем контроля выполнения сварочных работ на объектах трубопроводного транспорта // Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов. 2018. Т. 8. № 6. С. 686–691.

12. **Аверилл М.Л., Кельтон В.Д.** Имитационное моделирование. Пер. с англ. 3-е изд. СПб.: Питер, 2004. 848 с.

13. **Полосков С.С.** Последовательность моделирования формообразования при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой // Сб. науч. ст. по материалам V междунар. науч. конф. "Приоритетные направления инновационной деятельности в промышленности". Казань: Конверт, 2020. С. 167–169.

14. **Физико-математическая** модель влияния отклонений энергетических параметров дуги на образование дефектов при сварке трубопроводов / А.Е. Филяков, С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, М.А. Шолохов // Сварка и диагностика. 2020. № 2. С. 16–22.

15. **СТО Газпром 2-2.2-115—2007.** Инструкция по сварке магистральных газопроводов с рабочим давлением до 9,8 МПа включительно.

16. **Михолап Л.А., Старусев А.В., Лобейко В.И.** Метод оценки степени соответствия имитационной модели ее целевому назначению с помощью функциональных критериев // Известия ВолгГТУ. Серия: Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах. 2016. № 3 (182). С. 17–21.

17. **Компьютерный** анализ автоподогрева заготовок при выполнении наплавочных работ / С.С. Полосков, В.А. Ерофеев, Д.С. Бузорина, М.А. Шолохов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 12. С. 534–539.

18. **Kim I.-S., Park M.-H.** A review on optimizations of welding parameters in GMA welding process // Journal Korean Welding & Joining Society. 2018. Vol. 36. No. 1. P. 65–75.

*Алексей Евгеньевич Филяков,
filyakov.92@mail.ru;*

Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;

Михаил Александрович Шолохов, д-р техн. наук;

Антон Юрьевич Мельников, канд. техн. наук



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

Под общей редакцией А.Г. Сулова

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

За последние 40 лет впервые издан совершенно новый Справочник технолога. В его написании приняли участие 69 докторов и кандидатов технических наук из 17 регионов Российской Федерации. В книге приведен справочный материал, необходимый технологу при разработке технологических процессов изготовления деталей и сборки узлов. Последовательность изложения справочного материала соответствует методологии технологической подготовки производства. Изложен справочный материал по производству заготовок, назначению припусков, базированию, технологическим способам обработки заготовок, обеспечению качества деталей и сборочных единиц, методике разработки технологических процессов, обработке заготовок, в том числе на станках с ЧПУ и обрабатывающих центрах, и сборке изделий машиностроения и авиадвигателестроения.

Приведена нормализованная технологическая документация для разработки технологических процессов. Впервые изложена методология технологической подготовки цифровых производств.

Для инженерно-технических работников промышленных предприятий, студентов, аспирантов и преподавателей технических вузов.

ПРИБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ

по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU



УДК 621.73.043

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-305-313

А.В. Власов¹, Д.В. Кривенко¹, С.А. Стебунов², Н.В. Биба³, А.М. Дюжев¹
(¹Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
²ООО "КванторФорм", г. Москва, ³Micas Simulation Ltd., Великобритания)

Проектирование предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 3. Примеры проектирования предварительных переходов

Предложен метод изотермических поверхностей для проектирования гравюры штампа предварительного перехода при объемной штамповке вдоль оси заготовки. Практическое применение метода выявило особенности его использования для различных типов поковок. Рассмотрены особенности применения метода для поковок различных форм. Метод иллюстрирован промышленными примерами. Алгоритм проектирования использует программу QForm для построения изотермических поверхностей и проверки качества спроектированной геометрии штампов путем конечно-элементного моделирования, а также специально разработанный вариант САПР QFormDirect на базе SpaceClaim™.

Ключевые слова: горячая объемная штамповка; проектирование предварительных переходов; метод изотермических поверхностей; метод конечных элементов; QForm.

The isothermal surfaces method for preform design is proposed. The procedure for determining of the preform shape is given. The features in using of the method for forgings with various shapes are considered. The method is illustrated by industrial examples. The design algorithm uses the QForm metal forming simulation software to build isothermal surfaces and check the quality of the designed die geometry by finite element modeling, as well as specially developed version of the QFormDirect CAD based on SpaceClaim™.

Keywords: hot forging; preform design; isothermal surfaces method; finite element method; QForm.

Введение. Статья является продолжением цикла статей [1, 2], посвященных разработке метода изотермических поверхностей для проектирования гравюры штампа предварительного перехода при объемной штамповке вдоль оси заготовки.

Метод использует электрогидродинамическую аналогию и основан на ранних работах Г.Я. Гуна [3], получивших независимое развитие в более поздних работах Lee, Cai, Guan и др. [4–6].

В предлагаемом методе для построения геометрии предварительного ручья используются изотермы стационарного теплового поля в объеме, образованном контуром исходной заготовки и модифицированными контурами поковки [7]. В зависимости от формы исходной заготовки применяют различные методики построения объема для расчета изотермических поверхностей [2].

Процедура использует программу QFormDirect для геометрических построений и QForm для определения изотермических поверхностей и последующей верификации разработанного технологического процесса путем конечно-элементного моделирования пластической деформации. Реализована прямая передача геометрических данных из QFormDirect в QForm и результатов моделирования из QForm в QFormDirect [8].

Примеры проектирования предварительных переходов

Крестовина карданного вала. Поковку крестовины (рис. 1, а) штамповали из заготовки $\varnothing 65 \times 118$ мм. Материал — сталь 18ХГТ. Максимальный размер в плане (по отрезкам) 186 мм.

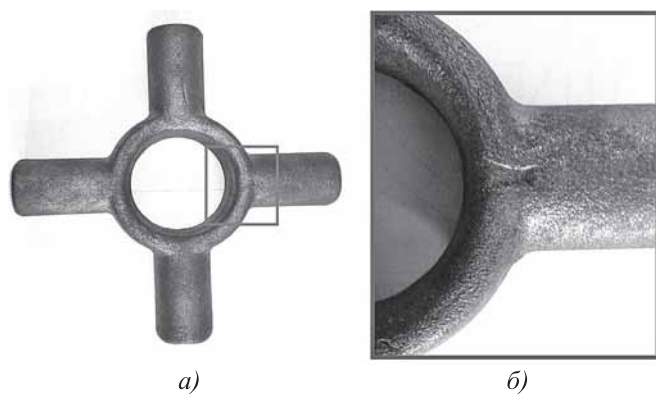


Рис. 1. Поковка крестовины:
а — общий вид; *б* — утяжина (увеличено)

Диаметр отростков 33 мм. При штамповке (особенно на частично изношенных штампах) появляется поверхностный дефект — утяжина у основания отростка (рис. 1, *б*).

Технологический процесс состоит из осадки заготовки до высоты 60 мм, предварительную и окончательную штамповку осуществляли на КГШП номинальной силой 25 МН. Предварительный переход спроектирован по традиционной методике — его геометрия представляет собой упрощенную геометрию окончательного перехода с увеличенными уклонами, радиусами скруглений и толщиной наметки.

Результаты моделирования (рис. 2) показали, что конечно-элементный расчет в программе QForm действительно прогнозирует наличие поверхностных дефектов в основании отростка — значение поля Гартфилд превышает 1. Прогнозирование зажимов и утяжин в программе QForm осуществляется с помощью так называемых "красных точек", отобража-

ющих контакт частей внешней поверхности заготовки между собой, и с помощью поля Гартфилд. Поле Гартфилд рассчитывается на основании анализа положительных деформаций в направлении нормали к поверхности деформируемой заготовки. По данным ООО "КванторФорм" при значениях поля от 0,7 и выше высока вероятность образования поверхностных дефектов в этой части поверхности поковки.

В исходном технологическом процессе в окончательном штампе металл перемещается из центральной части в отросток, что приводит к появлению утяжин. Метод изотермических поверхностей позволил спроектировать более рациональную гравюру предварительного перехода.

Поковка крестовины представляет собой типичный случай поковки с ярко выраженной асимметрией — минимальный и максимальный размеры в плане отличаются более чем в 2 раза. Для таких поковок следует выбирать методику внутреннего нагрева с поверхностью разъема для построения изотермических поверхностей. Поскольку высота поковки невелика, то нагрев области осуществляется только плоскостью разъема (рис. 3).

Моделирование технологического процесса с предложенной гравюрой промежуточного ручья показало (рис. 4), что поверхностные дефекты в поковке не прогнозируются.

В предлагаемом технологическом процессе на этапе доштамповки металл перемещается из отростка в центральную часть, что ликвидирует вероятность появления зажимов и утяжин.

Кожух полуоси автомобиля УРАЛ. Поковку кожуха полуоси (рис. 5, *а*) штамповали на

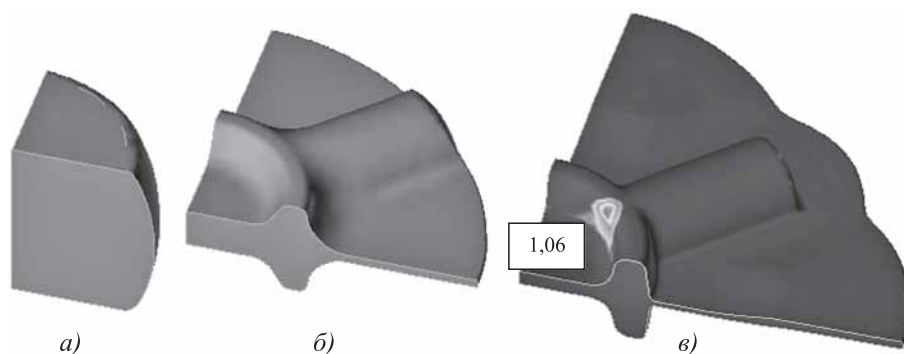


Рис. 2. Результаты моделирования исходного технологического процесса штамповки крестовины:

а — осадка; *б* — предварительная штамповка; *в* — окончательная штамповка. Указано максимальное значение поля Гартфилд



Рис. 3. Результаты моделирования теплового поля для проектирования предварительного ручья поковки крестовины:

a — тепловое поле; *б* — 3D-модель изотермы для проектирования предварительного перехода



Рис. 4. Результаты моделирования технологического процесса штамповки крестовины с гравюрой предварительного штампа, построенного по изотерме теплового поля:

a — предварительная штамповка; *б* — окончательная штамповка. Максимальное значение поля Гартфилд в окончательном ручье 0,25

ГКМ номинальной силой 12,5 МН из трубы $\varnothing 127$ мм, толщиной стенки 26 мм за три перехода. Материал — сталь 35ХГСА.

В процессе отладки технологического процесса был выявлен зажим на внутренней поверхности трубы в области фланца (рис. 5, *б*).

При моделировании исходного технологического процесса зажимы на внутренней поверхности фланца также были получены (рис. 6). Моделирование позволяет выявить причину и механизм образования зажима — уже на 1-м

переходе труба теряет устойчивость и образуется утяжина, которая на 2-м переходе увеличивается и затем переходит в зажим.

Поковка кожуха имеет достаточно простую осесимметричную форму, поэтому для проектирования предварительного перехода использовали методику внутреннего нагрева (рис. 7).

В результате анализа различных изотерм удалось сократить число переходов штамповки до 2. Зажимы и утяжины по результатам моделирования в таком двухпереходном процессе не прогнозируются (рис. 8).

Основное отличие предлагаемого технологического процесса — переход от процесса высадки в первых двух ручьях к процессу раздачи, совмещенной с формовкой трубы на одном предварительном переходе.

Корпус запорной арматуры (пример предоставлен фирмой ISEF s.r.l., Италия). Поковку корпуса запорной арматуры (рис. 9) штамповали из стали X2CrNiMo17-12-2 EN (AISI 316L,



Рис. 5. Поковка кожуха полуоси автомобиля УРАЛ:

a — общий вид; *б* — зажим на внутренней поверхности фланца

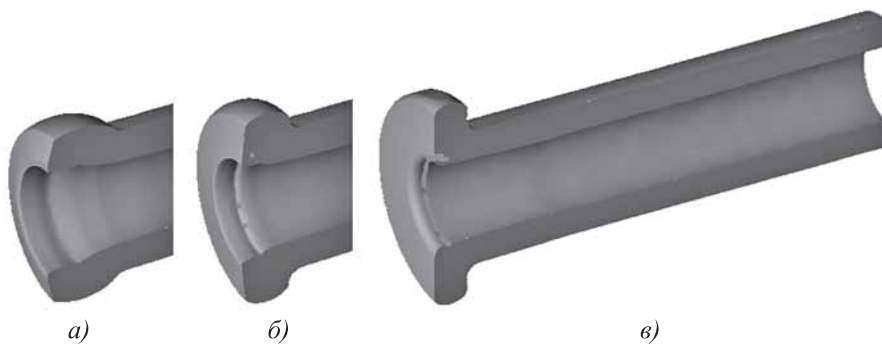


Рис. 6. Результаты моделирования исходного технологического процесса штамповки кожуха фланца:

a — 1-й переход; *б* — 2-й переход; *в* — 3-й переход. На первых двух переходах недеформируемая часть трубы условно не показана

аналог 03X17H14M3 ГОСТ). Заготовка $\square 120 \times 240$ мм, масса 27 кг. Штамповку осуществляли за три перехода (рис. 10) на КГШП номинальной силой 60 МН.

Промежуточный переход исходного технологического процесса (рис. 10, *б*) спроектирован по традиционной методике — форма заготовки на предварительном переходе незначительно отличается от готовой поковки.

В результате образования зажимов, прострелов и утяжин в нескольких зонах поковки прогнозируется уже на предварительном переходе по результатам моделирования технологического процесса. Максимальное значение поля Гартфилд превышает 1,1.

Ввиду того, что поковка имеет существенную асимметрию, для создания тепловой модели использовали метод внутреннего нагрева с плоскостью разреза. Поскольку заготовка после осадки должна центрироваться в промежуточном ручье, для внутреннего нагрева использовали не исходную заготовку, а заготовку после осадки, что привело к различным тепловым моделям (а следовательно, и к различным

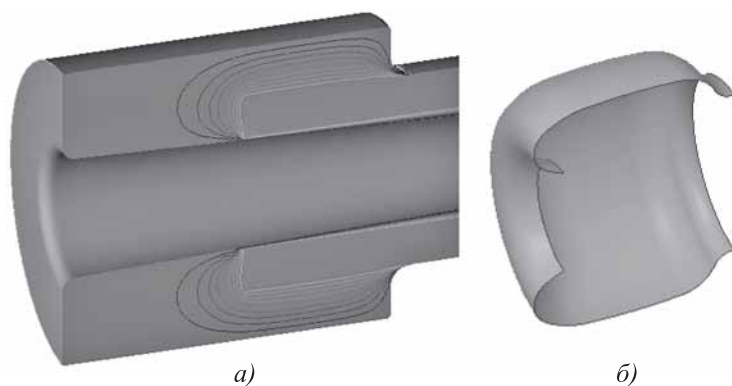


Рис. 7. Тепловая модель для проектирования геометрии промежуточного перехода:

a — результаты теплового расчета; *б* — 3D-модель изотермы для проектирования перехода

моделям (а следовательно, и к различным

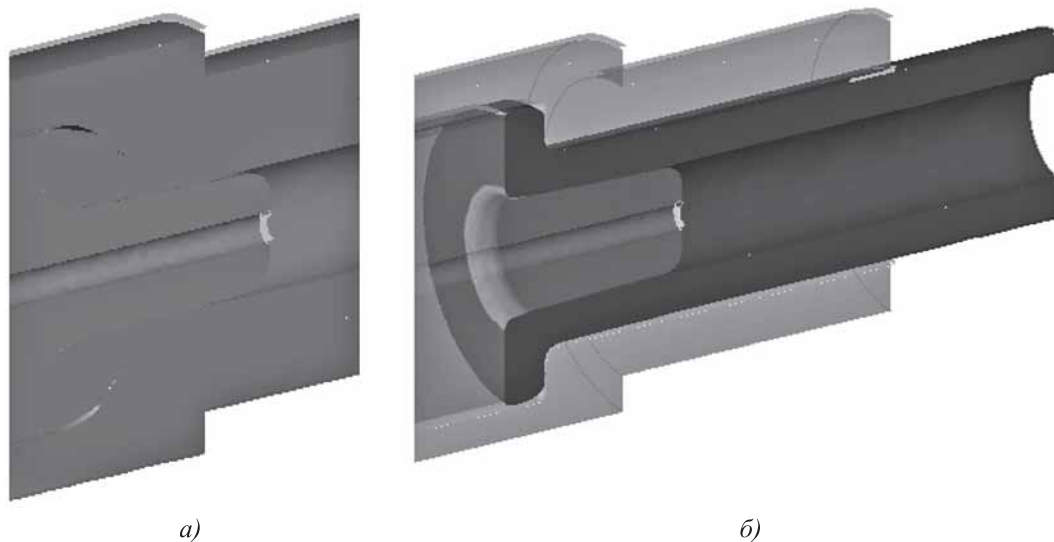


Рис. 8. Результаты моделирования технологического процесса штамповки кожуха с гравирой предварительного перехода, построенного по изотерме теплового поля:

a — предварительная штамповка; *б* — окончательная штамповка. Максимальное значение поля Гартфилд в окончательном ручье 0,63



Рис. 9. Поковка корпуса запорной арматуры (точки отображают прогнозируемые зажимы)

гравюрам штампов) для нижнего и верхнего ручьев предварительного штампа (рис. 11).

По результатам моделирования технологического процесса с модернизированным промежуточным переходом поверхностные дефекты не прогнозируются (рис. 12).

Вилка (пример предоставлен фирмой *Wopanomi Saule SpA*, Италия). Поковку вилки (рис. 13) штамповали из стали EN C40 (AISI 1040, сталь 40 ГОСТ). Заготовка $\square 90 \times 156$ мм, масса 9 кг. Штамповку осуществляли за два перехода (рис. 14) на КГШП номинальной силой 25 МН.

На предварительном переходе в исходном технологическом процессе (см. рис. 14) происходит практически полное оформление внеш-

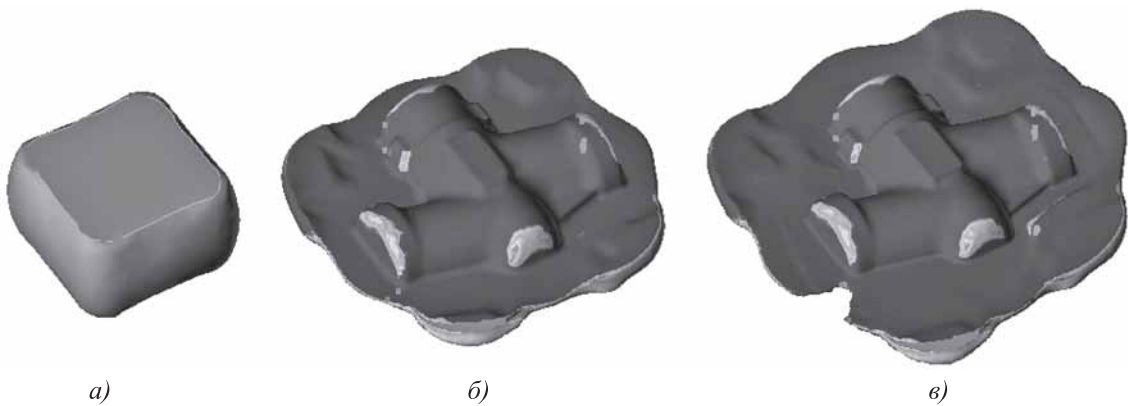


Рис. 10. Результаты моделирования исходного технологического процесса штамповки корпуса: а — осадка; б — предварительная штамповка; в — окончательная штамповка

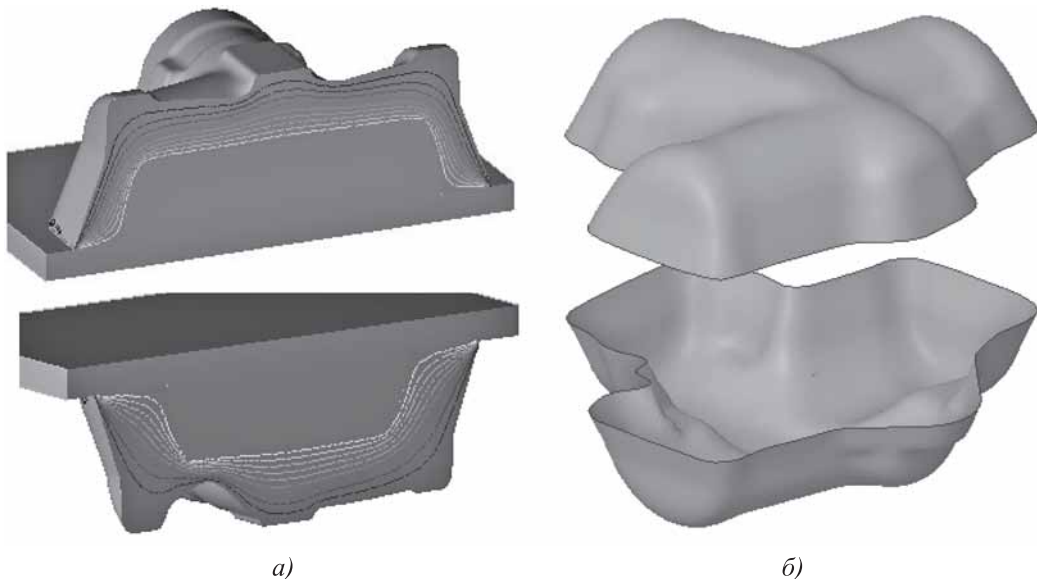


Рис. 11. Построение геометрии промежуточного перехода: а — результаты моделирования теплового поля; б — 3D-модели изотерм, использованных для построения гравюр штампов



Рис. 12. Результаты моделирования модернизированного технологического процесса штамповки корпуса:

a — предварительная штамповка; *б* — окончательная штамповка. Максимальное значение поля Гартфилд не превышает 0,6



Рис. 13. Поковка вилки

него контура, на окончательном — достигается только размерная точность. Результат — уже на предварительном переходе образуются зажимы в теле заготовки (см. рис. 14, *б*). В окончательном

переходе появляется дополнительный поверхностный дефект — недоштаповка (незаполнение гравюры штампа высотой 3,75 мм) (см. рис. 14, *в*).

Поковка имеет глубокие труднозаполнимые полости, поэтому для построения тепловой модели использовали методику внешнего нагрева (рис. 15).

По результатам моделирования технологического процесса, в котором первый переход построен по методике изотермических поверхностей, происходит полное заполнение гравюры штампа, все зажимы локализуются в облое, поверхностные дефекты в теле поковки не прогнозируются (рис. 16).

Рычаг (пример предоставлен фирмой ISELFA SpA, Италия). Поковку рычага (рис. 17) штамповали из стали EN 42CrMo4 (AISI 4140, ближайший аналог 38ХМ ГОСТ). Заготовка

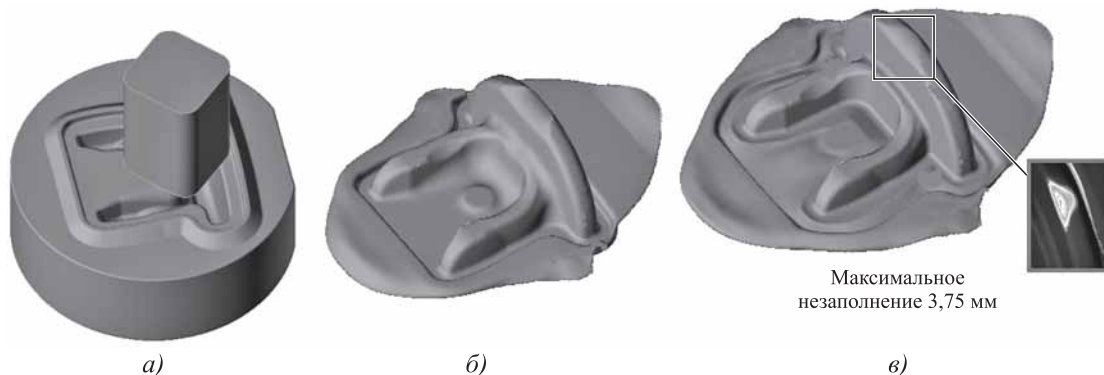


Рис. 14. Результаты моделирования исходного технологического процесса штамповки вилки:

a — положение заготовки в предварительном переходе; *б* — предварительная штамповка; *в* — окончательная штамповка

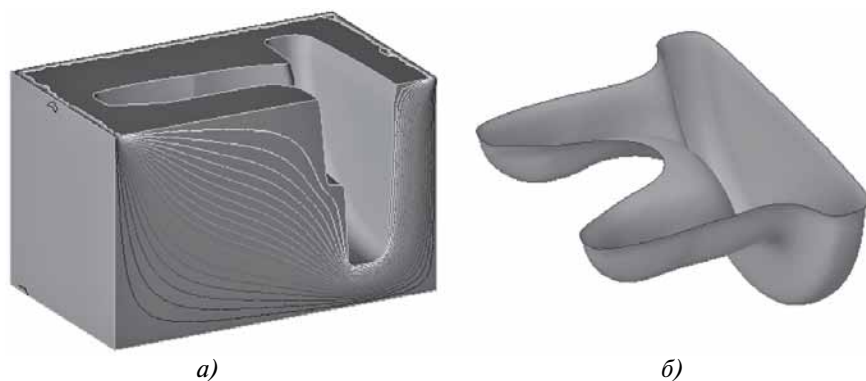


Рис. 15. Построение геометрии первого перехода поковки вилки:

a — результаты моделирования теплового поля; *б* — 3D-модель изотермы, использованной для построения гравюры штампов



Рис. 16. Результаты моделирования модернизированного технологического процесса штамповки вилки:

a — предварительная штамповка; *б* — окончательная штамповка

□100×205 мм. Штамповку осуществляли за три перехода (рис. 18) на КГШП номинальной силой 31,5 МН.

На предварительном переходе в исходном технологическом процессе (рис. 18) предполагается практически полное оформление внешнего контура. Для этого в предварительном штам-

пункте выполняются облойные канавки с тормозящей полостью. На окончательном переходе предполагается достичь только размерной точности. Однако на предварительном переходе не удастся заполнить углы рычага (см. рис. 18, *б*). В окончательном переходе также не происходит заполнения гравюры штампа — максимальное расстояние до гравюры штампа составляет 4,5 мм (см. рис. 18, *в*).

Поковка имеет глубокие труднозаполнимые полости, поэтому для построения тепловой модели использовали методику внешнего нагрева (рис. 19).

Геометрия матрицы промежуточного перехода, полученная методом изотермических поверхностей, позволяет отказаться от облойных канавок с тормозящими полостями, обеспечивая при этом хорошее заполнение гравюры предварительного ручья (см. рис. 18, *б* и рис. 20, *а*).

По результатам моделирования технологического процесса, в котором первый переход построен по методике изотермических поверхностей, происходит полное заполнение гравюры штампа, все

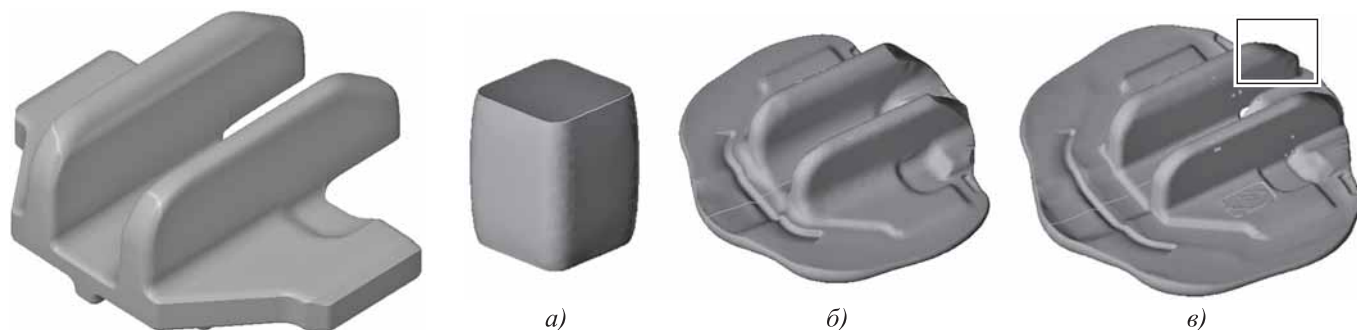


Рис. 17. Поковка рычага

Рис. 18. Результаты моделирования исходного технологического процесса штамповки рычага:

a — осадка; *б* — предварительная штамповка; *в* — окончательная штамповка. Максимальное незаполнение в выделенной области 4,5 мм

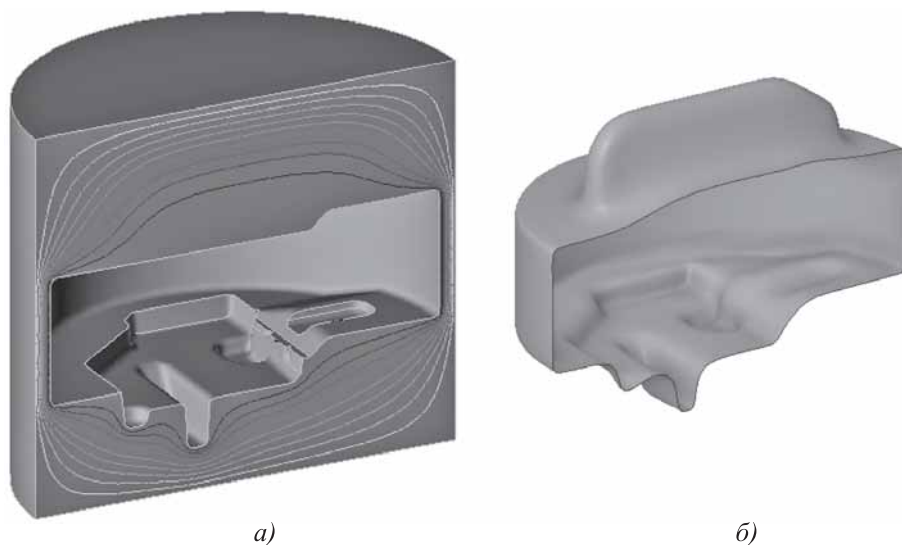


Рис. 19. Построение геометрии первого промежуточного перехода поковки рычага:

a — результаты моделирования теплового поля; *б* — 3D-модель изотермы, использованной для построения гравюры штампов. Использована плоскость симметрии

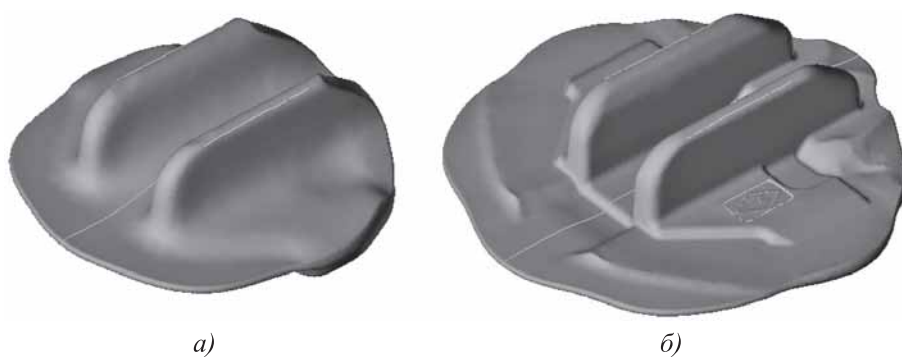


Рис. 20. Результаты моделирования модернизированного технологического процесса штамповки рычага:

a — предварительная штамповка; *б* — окончательная штамповка

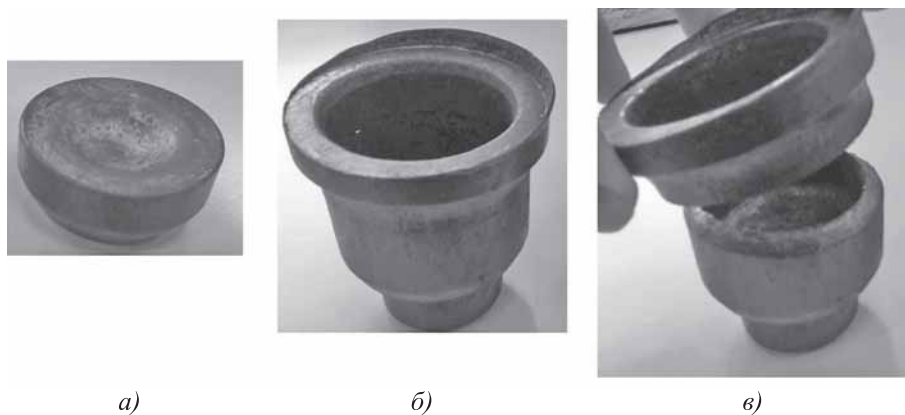


Рис. 21. Поковка втулки:

a — предварительный переход; *б* — окончательный переход; *в* — разрушение в окончательном переходе

Штамповку осуществляли за три перехода (рис. 22, см. обложку) на механическом прессе.

На предварительном переходе в исходном технологическом процессе (см. рис. 22, а) происходит формирование внешней поверхности с небольшой наметкой для последующего обратного выдавливания в окончательном штампе (см. рис. 22, б). Основной проблемой при промышленной реализации оказалось разрушение стенки втулки в окончательном штампе (см. рис. 22, в). Математическое моделирование технологического процесса с использованием нормализованного критерия Кокрофта—Лэтама [9, 10] показало высокое значение (1,263) показателя в том сечении, в котором и происходит разрушение при реальной штамповке (см. рис. 22, г).

Поковка осесимметричная, поскольку после осадки высота поковки становится меньше диаметра, то для построения изотермических поверхностей использовали методику внутреннего нагрева плоскостью разъема (рис. 23, см. обложку).

Геометрия матрицы промежуточного перехода, полученная методом изотермических поверхностей, предполагает получение в промежуточном штампе достаточно глубокой полости (см. рис. 22, б и рис. 24, а, см. обложку). По результатам моделирования технологического процесса, в котором промежуточный переход построен по методике изотермических поверхностей (см. рис. 24), значение критерия Кокрофта—Лэтама в опасном сечении снижается до 0,45 (более чем в 2,5 раза меньше, чем в исходном технологическом процессе (см. рис. 24, в), что позволяет прогнозировать бездефектную штамповку.

Заключение. Практика проектирования с помощью разработанной методики и программного обеспечения показала, что за несколько рабочих смен для деталей средней сложности удастся проверить 2—3 изотермы для проектирования гравюры предварительного штампа, что обычно оказывается достаточным для получения бездефектной поковки. Основные затраты времени (более 50 %) при этом приходятся не на моделирование теплового поля и проектирование предварительного перехода, а на верификацию проектного решения с помощью конечно-элементного моделирования пластической деформации.

Примеры практического применения метода изотермических поверхностей для реальных поковок демонстрируют его высокую надежность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проектирование** предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 1. Обзор методов проектирования предварительных переходов. Теоретические аспекты метода изотермических поверхностей и методика расчета геометрии предварительного перехода / А.В. Власов, Д.В. Кривенко, С.А. Стебунов, Н.В. Биба, А.М. Дюжев // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Том 19. № 5. С. 214—220.

2. **Проектирование** предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 2. Особенности применения метода изотермических поверхностей для сложных поковок / А.В. Власов, Д.В. Кривенко, С.А. Стебунов, Н.В. Биба, А.М. Дюжев // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Том 19. № 6. С. 268—272.

3. **Пластическое** формоизменение металлов / Г.Я. Гун, П.И. Полухин, В.П. Полухин, Б.А. Прудковский. М.: Металлургия, 1968. 416 с.

4. **Lee S.R. et al.** A new method of preform design in hot forging by using electric field theory // International Journal of Mechanical Sciences. 2002. Vol. 44. No. 4. P. 773—792.

5. **Cai J., Li F., Liu T.** A new approach of preform design based on 3D electrostatic field simulation and geometric transformation // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2011. Vol. 56. No. 5—8. P. 579—588.

6. **Guan Y. et al.** Preform design in forging process of complex parts by using quasi-equipotential field and response surface methods // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. Vol. 79. No. 1—4. P. 21—29.

7. **Власов А.В., Кривенко Д.В.** Использование конечно-элементной тепловой модели для проектирования предварительных переходов процессов горячей объемной штамповки // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. № 5. С. 96—107.

8. **Closed Die Forging Preform Shape Design Using Isothermal Surfaces Method** / N. Biba, A. Vlasov, D. Krivenko, A. Duzhev, S. Stebunov // Procedia Manufacturing. 2020. Vol. 47. P. 268—273.

9. **Cockcroft M.G., Latham D.J.** Ductility and the workability of metals // Journal Institute of Metals. 1968. Vol. 96. No. 1. P. 33—39.

10. **Oh S.I., Chen C.C., Kobayashi S.** Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing. Part 2: workability in extrusion and drawing // Journal of Engineering for Industry. 1979. Vol. 101. No. 1. P. 36—44.

*Андрей Викторович Власов, д-р техн. наук,
anvvlasov@bmstu.ru;*

Дмитрий Витальевич Кривенко;

Сергей Александрович Стебунов, канд. техн. наук;

Николай Викторович Биба, канд. техн. наук;

Алексей Михайлович Дюжев

В.Н. Чудин (Российский университет транспорта, г. Москва),
А.А. Пасынков (Тульский государственный университет)

Расчет технологических режимов горячего прямого выдавливания вязкопластичного материала*

Предложены соотношения для расчета режимов технологии выдавливания. Материал в условиях горячего деформирования принят вязкопластичным, релаксирующим в связи с ползучестью. Используются энергетическое уравнение равновесия применительно к разрывному полю скоростей перемещений и уравнения кинетики повреждаемости деформирующего материала. Приведены расчетно-технологические данные и образцы изделий.

Ключевые слова: вязкопластичность; релаксация; мощность; скорость; давление; сплошность (повреждаемость) материала.

The relations for calculating of the extrusion technology modes are proposed. The material under conditions of hot deformation is assumed to be viscoplastic, relaxing due to creep. The energy equation of equilibrium applied to the discontinuous field of displacement velocities and the damage kinetics equations to the deforming material are used. Calculation and technological data and product samples are given.

Keywords: viscoplasticity; relaxation; power; velocity; pressure; continuity (damage) of material.

Важной проблемой, стоящей перед современным машиностроением, является повышение эффективности и конкурентоспособности процессов изготовления изделий из различных металлов и сплавов, в том числе труднодеформируемых, методами обработки давлением, обеспечивающих максимально возможные эксплуатационные характеристики. Внедрение технологий изотермического формоизменения позволит достичь заметного повышения качества и эффективности производства.

Значительный вклад в развитие теории пластичности, ползучести, методов анализа процессов обработки металлов давлением изотропных и анизотропных материалов внесли Ю.А. Аверкиев, Ю.А. Алюшин, Ю.М. Арышенский, А.А. Богатов, Р.А. Васин, С.И. Вдовин, Э. Ву, В.Д. Головлев, Ф.В. Гречников, С.И. Губкин, Г.Я. Гун, Г.Д. Дель, А.М. Дмитриев, Д. Друкер, Ф.У. Еникеев, Г. Закс, А.А. Ильюшин, Ю.Г. Калпин, Л.М. Качанов, В.Л. Колмогоров, М.А. Колтунов, В.Д. Кухарь, А.М. Локощенко, Д. Лубан, Н.Н. Малинин, А.Д. Матвеев, С.Г. Милейко, А.Г. Овчинников, В.А. Огородников, С.С. Одинг, Е.А. Попов, Ю.Н. Работнов, И.П. Ренне, К.И. Романов, Ф.И. Рузанов, Г. Свифт, Е.И. Семенов, О.М. Смирнов, Я.А. Соболев, О.В. Соснин, Л.Г. Степанский, А.Д. Томленов, Е.П. Унксов, Р. Хилл, В.Н. Чудин, В.В. Шевелев, С.А. Шестериков, С.П. Яковлев, С.С. Яковлев,

Z. Yang, P. Wu, S. Khalilpourazary, L. Berviller, D.H. StJohn и др. [1–11].

Несмотря на большое количество работ, посвященных теоретическим и экспериментальным исследованиям операций деформирования в различных температурно-скоростных условиях, вопросы теории формообразования высокопрочных материалов в режиме кратковременной ползучести, вопросы учета анизотропии механических свойств при реализации сложных технологий обработки давлением в настоящее время практически не разработаны. Мало внимания уделено практическому применению разработок и их комплексному обоснованию.

Ввиду этого рассмотрен процесс обработки давлением высокопрочных сплавов в изотермических условиях [1]. Исследовали сплавы АМг6 и ВТ14, обладающие повышенными прочностными характеристиками. Перед деформированием их подвергали нагреву до температур 450 и 875 °С соответственно. Обеспечение данных температур в комплексе с низкими скоростями деформирования (1...20 мм/мин) обеспечивает реализацию технологий в режиме вязкопластичности. Горячий материал заготовок проявляет вязкие свойства (ползучесть) и технологические режимы его обработки (силовые и деформационные) зависят от температурно-скоростных условий [2, 3]. При этом механическое состояние материала определяется уравнением вязкопластичности [4]:

* Работа выполнена в рамках гранта НШ-2601.2020.8.

$$\sigma_i = A \varepsilon_i^m \xi_i^n, \quad (1)$$

где σ_i , ε_i , ξ_i — интенсивности напряжений, деформаций и скоростей деформаций соответственно; A , m , n — константы материала.

Уравнение (1) учитывает деформационное упрочнение материала и разупрочнение при релаксации напряжений. Релаксация тем больше, чем меньше скорость деформаций. Режим обработки давлением значительно зависит от этого фактора.

Рассмотрим в этой связи процесс выдавливания корпусной заготовки. Схема операции приведена на рис. 1, а. Для расчета параметров технологии будем использовать осесимметричное разрывное поле скоростей перемещений [5] (см. рис. 1, а). Поле состоит из блоков деформации "1", "2" и жестких блоков "0", "3". Блоки разделены поверхностями разрыва скоростей "01", "12", "23" и ограничены контактными поверхностями "14", "15" матрицы и неподвижной оправки. Установим кинематические и силовые соотношения для данного поля.

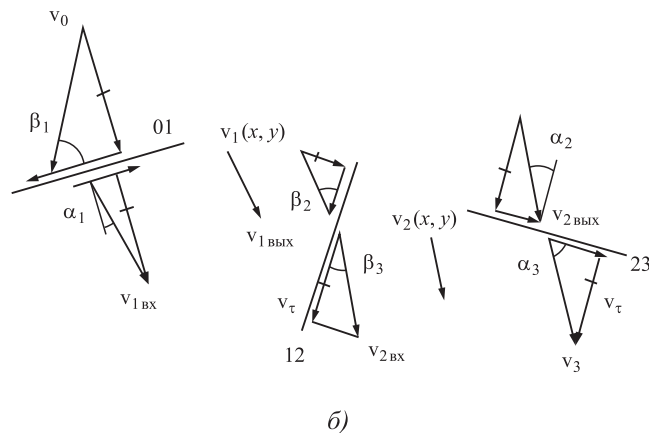
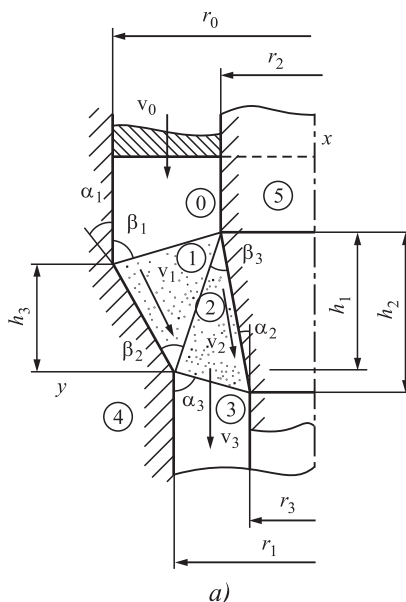
Скорости перемещений точек в блоках деформаций выразим, используя план скоростей (см. рис. 1, б), функциями

$$v_1 = v_0 \left(1 + \frac{k_1 (y - y_{01})}{y_{01} - y_{12}} \right) \frac{\sin \beta_1}{\sin(\alpha_1 + \beta_1)}; \quad (2)$$

$$v_2 = v_0 \left(1 + \frac{k_2 (y - y_{12})}{y_{12} - y_{23}} \right) \frac{r_0^2 - r_2^2}{r_1^2 - r_2^2} \sin(\alpha_1 - \beta_2), \quad (3)$$

где

$$k_1 = 1 - \frac{(r_0^2 - r_2^2) \sin(\alpha_1 + \beta_1) \sin(\alpha_1 - \beta_2) \sin \beta_3}{(r_1^2 - r_2^2) \sin \beta_1 \sin \beta_2};$$



$$k_2 = 1 - \frac{r_1^2 - r_2^2}{(r_1^2 - r_3^2) \sin(\alpha_1 - \beta_2) \cos \alpha_2};$$

$$\left. \begin{aligned} y_{01} &= x \operatorname{tg} \beta_1 + h_3 \operatorname{tg} \beta_1 + r_0; \\ y_{12} &= (x - h_1) \operatorname{tg}(\alpha_1 - \beta_2) + r_1; \\ y_{23} &= x \operatorname{tg} \alpha_3 - r_1 \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

— уравнения образующих поверхностей разрыва скоростей; v_0 — скорость перемещения нажимного пуансона; r_0, r_1, r_2, r_3 — радиальные размеры изделия; $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \beta_1, \beta_2, \beta_3$ — углы поля скоростей (см. рис. 1, а).

Уравнения (2), (3) соответствуют скоростям на входе в блоки деформаций и выходе из них. Интенсивности скоростей деформаций и напряжений выражаются через компоненты в виде

$$\left. \begin{aligned} \xi_i &= \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2(\xi_x^2 + \xi_y^2 + \xi_\varphi^2) + \xi_{xy}^2 \right]^{1/2}; \\ \sigma_i &= \left(\frac{\Delta h}{v_0} \right)^m \xi_i^{m+n}, \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

где Δh — рабочий ход пуансона.

Используя выражение (5), запишем мощности в блоках деформаций в виде

$$N_1 = \int \sigma_{il} \xi_{il} dW = 2\pi A y_{ц.т1} \left(\frac{\Delta h}{v_0} \right)^m \int_0^{h_1} \int_{y_{12}}^{y_{01}} \xi_{il}^{1+m+n} dy dx; \quad (6)$$

$$N_2 = 2\pi A y_{ц.т2} \left(\frac{\Delta h}{v_0} \right)^m \int_0^{h_2} \int_{y_{23}}^{y_{12}} \xi_{i2}^{1+m+n} dy dx, \quad (7)$$

где $y_{ц.т1}$, $y_{ц.т2}$ — центры тяжести блоков "1" и "2" в продольном сечении (см. рис. 1, а); W —

Рис. 1. Схема выдавливания, поле (а) и план скоростей (б)

объем блоков вращения относительно оси x ; y_{01} , y_{12} , y_{23} — уравнения образующих (4); ξ_{i1} , ξ_{i2} — интенсивности скоростей деформаций в соответствии с выражениями (5); h_1 , h_2 — размеры блоков по оси x .

Длины образующих поверхностей разрыва запишем исходя из схемы на рис. 1, а, т.е.

$$l_p = l_{01} = \frac{r_0 - r_2}{\sin \beta_1}; l_{12} = \frac{r_1 - r_2}{\sin(\alpha_1 - \beta_2)}; \quad (8)$$

$$l_{23} = \frac{r_1 - r_3}{\sin \alpha_3}.$$

Суммарную мощность на этих поверхностях выразим соотношением

$$N_p = \sum \tau v_\tau s_p = \frac{\pi}{2} A \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{1+m+n} \sum y_{ц.т} l_p^{1-m-n} v_\tau^{1+m+n}, \quad (9)$$

где $y_{ц.т}$ — ординаты центров тяжести образующих поверхностей разрыва "01", "12"; "23":

$$(y_{ц.т})_{01} = \frac{1}{2}(r_0 + r_2); (y_{ц.т})_{12} = \frac{1}{2}(r_1 + r_2);$$

$$(y_{ц.т})_{23} = \frac{1}{2}(r_1 + r_3);$$

v_τ , l_p — скорости и длины образующих (8) поверхностей разрыва скоростей.

Мощности трения на контактных поверхностях заготовки в зонах деформаций и инструмента:

$$N_{тр} = 2\pi\mu q y_{ц.т} \int_0^h v(x) dx, \quad (10)$$

где $v(x) = v_1$ при $y = y_{14} = x \operatorname{tg} \alpha_1 + r_1$ — скорость материала на конце матрицы; $v(x) = v_2$ при $y = y_{25} = x \operatorname{tg} \alpha_2 + r_3$ — скорость материала на конце оправки; $y_{ц.т}$ — ординаты центров тяжести образующих поверхностей "14", "25"; $h = h_2$; $h = h_3$; q — давление операции; μ — коэффициент трения.

Давление операции определяется балансом мощностей внешних и внутренних сил [6]

$$q \leq \frac{N_1 + N_2 + N_p + N_{тр}}{\pi(r_0^2 - r_2^2) v_0}. \quad (11)$$

Давление, как это следует из зависимости (11), определяется степенью формоизменения и скоростью операции.

В процессе выдавливания материал заготовки теряет исходную сплошность (повреждается) в связи с накоплением деформаций, что может привести к потере качества изделия и разрушению заготовки.

По уравнению энергетической теории сплошность будет определяться соотношением

$$\psi = 1 - \omega = 1 - \frac{1}{A_{пр}} \int \sigma_i \xi_i dt =$$

$$= 1 - \frac{A}{A_{пр}(1+m)} \left(\frac{v_0}{\Delta h} \right)^n (\ln p)^{1+m+n}, \quad (12)$$

по уравнению деформационной теории

$$\psi = 1 - \omega = 1 - \frac{1}{\varepsilon_{iпр}} \varepsilon_i = 1 - \frac{1}{\varepsilon_{iпр}} \ln p, \quad (13)$$

где $1 \geq \psi \geq 0$ — сплошность; $0 \leq \omega \leq 1$ — повреждаемость за время $0 \leq t \leq t_k$; t_k — время реализации процесса, при котором развивается разрушение заготовки; $A_{пр}$ — предельная удельная работа при разрушении; $\varepsilon_{iпр}$ — предельная интенсивность деформаций.

Критическая степень деформации при выдавливании определяется по данным зависимостям (12), (13) при $\omega = 1$. Повреждаемость одной группы материалов зависит от времени и степени формообразования (12); для другой — только от степени формообразования (13).

Расчеты выполнены для прямого выдавливания корпуса из сплавов АМгб при температуре 450 °С и ВТ14 при 875 °С. Полученные выражения возможно использовать и для других материалов при подстановке справедливых для них механических характеристик в математическую модель.

Приняты размеры: $2r_0 = 80$ мм (100 мм); $2r_1 = 74$ мм; $2r_2 = 70$ мм (60 мм); $2r_3 = 68$ мм. Углы конусности: $\alpha_1 = 45^\circ$; $\alpha_2 = 25^\circ$; $\Delta h = 15$ мм.

Константы материалов приведены в таблице. Данные константы получены в ходе экспериментальных опытов по испытанию заготовок на растяжение в различных температурно-скоростных режимах. Их методика и результаты представлены в работе [2].

Графики давления и конечной сплошности материала заготовок приведены на рис. 2. Из расчетов следует, что давление операции тем меньше, чем больше длительность деформирования (меньше скорость). Сплошность сплава АМгб также зависит от времени и потеря ее уменьшается при снижении скорости операции. Потеря сплошности сплава ВТ14 от времени не зависит, а определяется только степенью формообразования. В диапазоне рассмотренных скоростей деформирования потеря сплошности незначительна. Конечная сплошность материалов заготовок $\psi > 0,83$ при заданной степени формообразования.

Константы исследуемых материалов

Сплав	A , МПа	m	n	$A_{пр}$, МПа	$e_{i пр}$
АМг6	55	0,1	0,025	6050	—
ВТ14	67	0,03	0,06	—	3

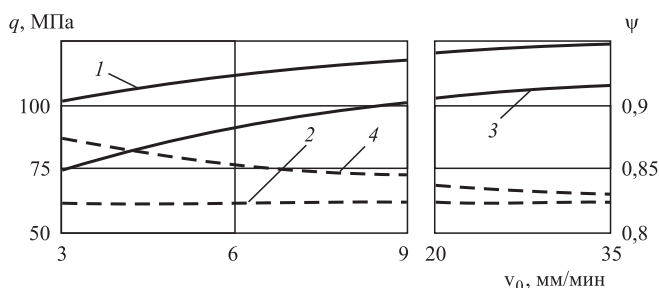


Рис. 2. Зависимости давления q (1, 3) и сплошности материала ψ (2, 4) от скорости v_0 :

1, 2 — для сплава ВТ14; 3, 4 — для сплава АМг6

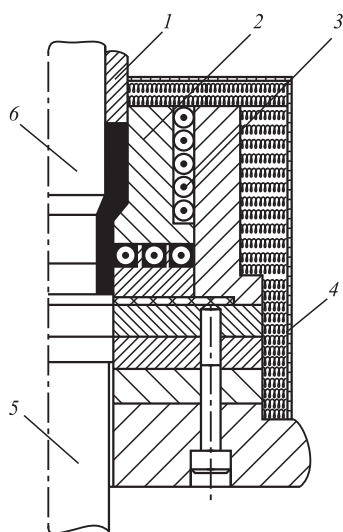


Рис. 3. Штамп для выдавливания:

1 — пуансон; 2 — матрица; 3 — нагреватели; 4 — асбоцемент; 5 — выталкиватель; 6 — оправка



Рис. 4. Образцы изделий, полученных прямым выдавливанием

Технологические работы проводили на гидравлическом прессе ПЗ11 в штампе, изображенном на рис. 3. Рабочие части штампа изготовляли из высокопрочного сплава ЭП202. При выдавливании изделий из титанового сплава использовали стеклосмазку, а при выдавливании алюминиевого — графито-меловую смесь.

На рис. 4 представлены образцы изделий, полученные выдавливанием.

Выводы

1. При изотермическом выдавливании на гидропрессовом оборудовании проявляются вязкие свойства деформируемого материала. Происходит релаксация напряжений, что существенно влияет на режимы операций и качество изделия.

2. Давление выдавливания уменьшается при увеличении длительности (уменьшении скорости) процесса, что значительно при малых скоростях.

3. Повреждаемость для ряда материалов зависит от скорости операции, причем замедление операции при заданной конечной степени формоизменения приводит к меньшей конечной повреждаемости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ковка и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 2. Горячая объемная штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.
2. Изотермическое деформирование высокопрочных анизотропных материалов / С.С. Яковлев, В.Н. Чудин и др. М.: Машиностроение, 2009. 427 с.
3. Романов К.И. Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.
4. Малинин Н.Н. Ползучесть в обработке металлов: учеб. пособие для вузов. М.: Юрайт, 2020. 221 с.
5. Чудин В.Н., Черняев А.В. К расчету процессов осесимметричного вязкопластического деформирования // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2017. Вып. 7. С. 42–47.
6. Теория обработки металлов давлением / под ред. В.А. Голенкова, С.П. Яковлева и др. М.: Машиностроение, 2009. 442 с.
7. Zhang H., Li X., Tang W. et al. Heat transfer modeling of the friction extrusion process // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 221. P. 21–30.
8. Haase M., Ergun Tekkaya A. Cold extrusion of hot extruded aluminum chips // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 217. P. 356–367.
9. Krizika P., Baloga M., Shekova E. et al. The oxidation behavior of gas-atomized Al and Al alloy powder green compacts during heating before hot extrusion and the suggested heating process // Journal of Materials Processing Technology. 2014. Vol. 214. Iss. 6. P. 1165–1172.
10. Воронцов А.Л. Теоретическое описание образования вогнутости верхнего торца заготовки при прошивке // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2009. № 11. С. 3–8.
11. Кулик Г.Н. Исследование процесса прошивки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 8. С. 28–34.

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук;
 Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук,
 sulee@mail.ru



УДК 621.7.04(7-5):669.0

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-318-321

Р.Л. Шаталов (Московский политехнический университет),
В.А. Медведев (АО "НПО "Прибор", г. Москва)

Влияние дисперсности фаз и размера зерна на твердость стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии

Исследована технология горячего выпуска круглых сосудов из стали 50 на прокатно-прессовой линии. Показано, что обработка охлаждаемым деформирующим инструментом приводит к неравномерному распределению температуры и фазового состава по высоте металла сосудов. Закалка в масле не позволила сформировать однородность структуры и твердости в неравномерно нагретом металле сосудов. Исследование микроструктуры и ее фазовых компонентов позволило установить причины отклонений твердости по высоте, измеренной методом Роквелла в донной и верхней частях сосуда, около 32 и 24 HRC соответственно.

Ключевые слова: прокатно-прессовая линия; температура; твердость; структура; сталь 50; сосуд.

The hot production technology of round vessels made of 50 steel on rolling-press line is studied. It is shown that processing by cooled deforming tool leads to uneven distribution of temperature and phase composition along the height of the vessels metal. Oil quenching did not allow the uniformity of structure and hardness to be formed in the unevenly heated metal of the vessels. The study of the microstructure and its phase components made it possible to establish the reasons for the deviations of the hardness along the height, measured by Rockwell method in the bottom and top parts of vessel about 32 and 24 HRC respectively.

Keywords: rolling-press line; temperature; hardness; structure; 50 steel; vessel.

Введение. В современной промышленности России растет спрос на круглые сосуды с дном ответственного назначения, изготовленные из углеродистых сталей, такие как малоразмерные баллончики, муфты, оси и т.д. Важным условием в технологии их выпуска остается формирование механических свойств и структуры по высоте и сечению сосудов ответственного назначения. Поэтому все чаще для выпуска больших партий стальных сосудов используют технологию горячего производства на прокатно-прессовой линии (ППЛ) с последующим управляемым охлаждением в различных средах [1–6].

Один из наиболее распространенных и экспрессных методов определения механических свойств стальных сосудов по высоте на выходе ППЛ — измерение твердости методом Роквелла [7, 8]. Существуют справочные данные, позволяющие переводить измеренную твердость по высоте сосудов в прочностные и пластические

характеристики ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ и ψ). Однако результаты измеренной методом Роквелла твердости по высоте сосудов могут отличаться до 10 %, что существенно влияет на результаты переведенных прочностных и пластических свойств стальных сосудов на выходе ППЛ [9–11].

Обобщающими характеристиками, влияющими на отклонение указанных механических свойств, являются изменение отношений фаз и дисперсности в составе структуры, а также размер зерна закаленных сосудов. Металлография позволяет довольно точно оценивать распределение фазового состава и размера зерна по высоте стальных сосудов в зависимости от условий закалки [12, 13].

Метод Викакса позволяет совмещать исследование микроструктуры при увеличении до 400 и определение твердости отдельных участков скопления фаз, а также зерна в металле сосудов, устанавливая причины, влияющие на отклонения, и прогнозировать точность

измерений твердости, измеренной методом Роквелла [14].

Цель работы — исследование влияния дисперсности фаз и размера зерна на твердость стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии.

Методика проведения исследований. Изучали технологию горячего выпуска круглых сосудов из конструкционной стали 50 на непрерывной линии, совмещающей горячую винтовую прокатку и штамповку в Богородском филиале АО "НПО "Прибор".

Пруток-заготовку из стали 50 длиной 70 мм и диаметром 42 мм нагревали в индукционной печи за 12 с до температуры около 1160 °С, после чего выравнивали температуру в печи сопротивления карусельного типа. Прокатку с неполной прошивкой прутка заготовки проводили на трехвалковом винтовом стане 30—80, встроенным в ППЛ. Далее черновой сосуд поступал по транспортирующему ручью к винтовому прессу силой 500 кН, где калибровался относительно своей оси. Чистовой сосуд после калибровки штамповкой имел размеры: длина 127 мм; наружный и внутренний диаметры около 32 и 20 мм соответственно; глубина полости 111 мм. Неоднородность нагрева металла сосуда по высоте устанавливали оптическим пирометром СЕМ с точностью измерений температуры ±10 °С. Охлаждали чистовые сосуды из стали 50 с установленной разницей температуры в индустриальном масле И-20А.

Твердость по высоте чистовых охлажденных в масле сосудов измеряли на боковой поверхности с предварительной механической обработкой на глубину стенки не менее 1 мм, без разогрева исследуемой поверхности выше 100 °С. Твердость по Роквеллу определяли по ISO 6508-1:2016 алмазной пирамидой с углами граней 120° при нагрузке 980,7 Н (100 кгс), твердость по Виккерсу — по ГОСТ 2999—75 алмазной пирамидой с углом 136° между противоположными гранями при нагрузке 49,03 Н (5 кгс) при увеличении 400. Схема измерения твердости повторяла неравномерность распределения температуры по высоте чистовых сосудов из стали 50 на выходе ППЛ: верхняя часть на расстоянии не более 10 мм от кромки, посередине и не более 10 мм от донной части.

Похожим образом были механически вырезаны металлографические шлифы от верхней, средней и донной частей неравномерно охлаж-

денного в масле сосуда из стали 50 на выходе ППЛ. Полировку исследуемой поверхности выполняли на вращающемся войлочном диске с добавлением водной суспензии оксида хрома. Травление поверхности шлифов проводили в растворе этилового спирта с добавлением 4%-ной азотной кислоты. Структуру исследовали на оптическом микроскопе NikonMA-SP-N со встроенной цифровой камерой при увеличении 100.

Результаты исследований и их обсуждение. В табл. 1 приведены результаты измерения температуры по высоте чистового сосуда перед закалкой в масле на выходе ППЛ.

Установленная неоднородность температуры по высоте чистовых сосудов из стали 50 по-видимому должна привести к неоднородности начального фазового состава перед закалкой. Исходя из диаграммы состояния Fe—C [15] для стали 50, при температуре выше 760 °С однофазная область аустенита соответствует средней (780 °С) и донной (840 °С) частям сосуда, а при температурном интервале 727...760 °С в верхней части образуется дополнительная фаза феррита. Вероятно, при охлаждении в одинаковых условиях критическая скорость превращения будет разной, а количественное отношение мягкого феррита к фазе превращения будет неодинаковым, что должно повлиять на изменение твердости.

Анализировали отношение концентраций фазовых составов и их дисперсности в структуре сосудов из стали 50 на выходе ППЛ и закалки в масле. На рис. 1 приведены структуры различных частей сосуда из стали 50 на выходе ППЛ.

Приведенная на рис. 1 неоднородность распределения превращенной фазы сорбита закалки в ферритной основе, по-видимому, связана с разницей начальной температуры перед закалкой в масле сосудов из стали 50 на выходе ППЛ. В донной части сосуда (см. рис. 1, в) преобладает фаза высокодисперсного сорбита в феррите с отношением 3:1, размер зерна минимальный (балл 8). В средней части сосуда (см. рис. 1, б) количественное содержание сорбита в феррите

1. Температура, °С, по высоте чистового сосуда из стали 50 перед закалкой в масле на выходе ППЛ

Часть сосуда		
верхняя	средняя	донная
740	780	840

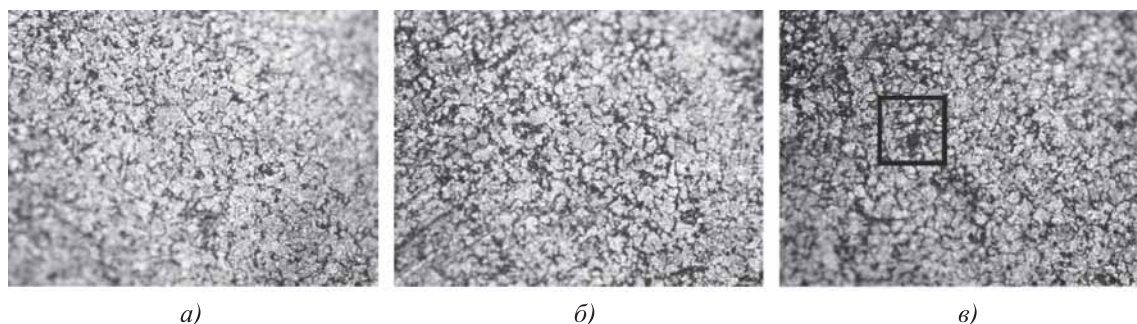


Рис. 1. Микроструктуры различных частей сосуда по высоте из стали 50 на выходе ППЛ (×100):
а — верхняя часть; *б* — средняя часть; *в* — донная часть

снижено до отношения 2:1, вместе с тем размер зерна увеличился до балла 7. Максимальная концентрация феррита в сорбите обнаружена в верхней части сосуда (см. рис. 1, *а*) — примерно 1:1, при этом размер зерна переходит с балла 7 в 6.

Микротвердость измеряли методом Виккерса в исследованной структуре (см. рис. 1, *в*) с наиболее выраженным участком фазового превращения в основе феррита. На рис. 2 приведена микроструктура сосуда из стали 50 и значение микротвердости фаз. В сорбите максимальная микротвердость около 345 HV 5, а в более пластичном феррите около 244 HV 5. Полученные количественные данные распределения фаз и микротвердости зерен в структуре позволяют предположить, что значения измеренной методом Роквелла твердости сосудов из стали 50 будут средними.

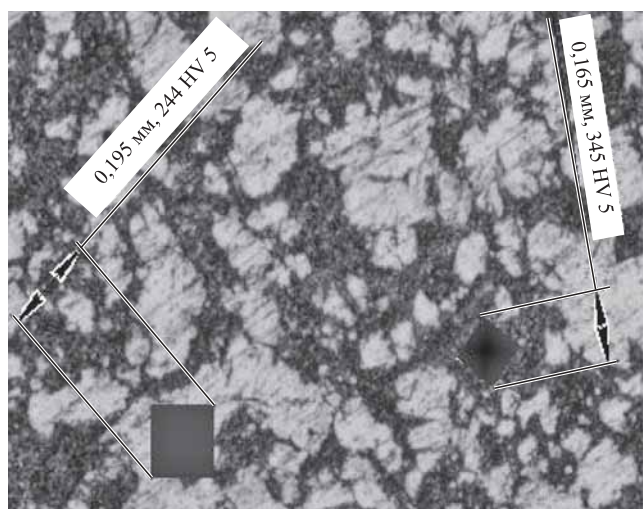


Рис. 2. Микроструктура сосуда из стали 50 и значения микротвердости фаз. ×400

2. Средние значения твердости, HRC, по высоте сосуда из стали 50 на выходе ППЛ

Часть сосуда		
верхняя	средняя	донная
24	30	32

В табл. 2 приведены средние значения твердости по высоте сосуда из стали 50, измеренной методом Роквелла. В верхней части сосуда минимальная средняя твердость 24 HRC, что соответствует концентрациям более мягкого феррита 244 HV 5 к более твердому сорбиту 345 HV 5 примерно 1:1. При росте более твердой фазы сорбита к ферриту в средней и донной частях сосуда примерно 2:1 и 3:1 соответственно увеличивается и средняя твердость от 30 до 32 HRC.

Выводы

1. Неравномерность нагрева 100 °С по высоте сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии приводит к неоднородному распределению фаз во время закалки: в донной части преобладает фаза сорбита в феррите с отношением 3:1, а в верхней части — 1:1. Размер зерна изменяется от более мелкого в донной части к более крупному у верхней кромки сосуда примерно от балла 8 до 6.

2. Результаты исследований распределения фазового состава, размера зерна и твердости позволят обоснованно применить полученные сведения для изменения в настройках технологического оборудования и улучшить показатели качества круглого проката на выходе прокатно-прессовой линии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Выдрин А.В.** Развитие технологий горячей прокатки бесшовных труб // Черные металлы. 2012. № 9. С. 16—20.
2. **Горлова А.А., Родинков С.В.** Мелкосортный прокатный стан 280 конструкции ВНИИМЕТМАШ // Черные металлы. 2008. № 1. С. 14—18.
3. **Шаталов Р.Л., Медведев В.А.** Влияние неравномерности температуры деформируемой заготовки на механические свойства тонкостенных стальных сосудов при обработке на прокатно-прессовой линии // Металлург. 2019. № 2. С. 53—58.
4. **Fomin A.V., Aleshchenko A.S., Maslennikov I.M. et al.** Structural and analytical evaluation of the strain intensity and its components during cross-roll piercing at different feed angles // Metallurgist. 2019. 63 (5—6). P. 477—486.
5. **Терещенко А.А., Фартушный Н.И., Гончарук А.В. и др.** Совершенствование методики расчета геометрических параметров очага деформации при прокатке бесшовных труб в непрерывных станах // Производство проката. 2007. № 9. С. 20—23.
6. **Influence of Asymmetric Monotonic Hot Rolling on Microstructures and Mechanical Property of Microalloyed Steel / J.P. Li, Z.G. Liu, X.L. Bai, P. Li // J. Wuhan. Univ. Technol.** 2017. 32. P. 422—429.
7. **Satalov R.L., Shelest A.E., Medvedev V.A.** Electromagnetic Device for Nondestructive Control of the Mechanical Properties of Thin-Walled Steel Vessels // Russian Metallurgy. 2020. No. 3. P. 259—264.
8. **Третьяков А.В., Зюзин В.И.** Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
9. **Пластометрические** исследования металлов / Н.А. Мочалов, А.М. Галкин, С.Н. Мочалов, Д.Ю. Парфенов. М.: Интермет инжиниринг, 2003. 318 с.
10. **Шаталов Р.Л., Медведев В.А., Загоскин Е.Е.** Определение механических свойств стальных тонкостенных сосудов по твердости после горячей винтовой прокатки с последующей штамповкой и закалкой // Черные металлы. 2019. № 7. С. 36—41.
11. **Shatalov R.L., Medvedev V.A.** Formation of the structure and decarburized layer during hot screw rolling of vessels / 2020 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 718 012016.
12. **Трубное** производство / Б.А. Роменцев, А.В. Гончарук, Н.М. Вавилкин, С.В. Самусев. 2-е изд., испр. и доп. М.: МИСиС, 2011. 970 с.
13. **Голи-Оглу Е.А., Ефрон Л.И., Морозов Ю.Д.** Влияние режимов деформации на основных этапах контролируемой прокатки на микроструктуру трубной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 6. С. 9—13.
14. **Masoumi M., Mohtadi-Bonab M.A., de Abreu H.F.G.** Effect of Microstructure and Texture on Anisotropy and Mechanical Properties of SAE 970X Steel Under Hot Rolling // J. Mater. Eng. Perform. 2016. 25. P. 2847—2854.
15. **Гуляев А.П., Гуляев А.А.** Металловедение: учебник для вузов. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ИД "Альянс", 2011. 644 с.

*Роман Львович Шаталов, д-р техн. наук;
Вадим Анатольевич Медведев,
10-bmt@mail.ru*

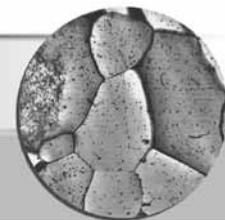
Способ двухпоточного производства катанки и сортовой заготовки из легированных марок сталей и литейно-прокатный агрегат для его осуществления

(патент на изобретение RU 2747939 C1, опублик. 17.05.2021, авторы: Злобин А.А., Жеребцов А.В., патентообладатель ООО "Инновационные металлургические технологии")

Изобретение относится к двухпоточному производству катанки и сортовой заготовки.

Осуществляют непрерывную разливку сортовой заготовки на машине непрерывного литья заготовок с двухклетьевым правильно-тянущим блоком, состоящим из последовательно установленных первой вертикальной и второй горизонтальной прокатных клетей. Отлитую сортовую заготовку в двухфазном состоянии подвергают последовательно мягкому горизонтальному и вертикальному

обжатию в двухклетьевом правильно-тянущем блоке, на выходе из которого сформированную сортовую заготовку квадратного сечения при ее поточном производстве направляют на отводящий рольганг с ножницами мерного реза и холодильником, а при поточном производстве катанки формируют демпфирующую дугу заготовки. После прокатки готовую катанку перед смоткой в бунт подвергают сорбитузации путем ускоренного охлаждения. В результате расширяются технологические возможности.



УДК 66.091

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-322-330

Е.И. Латухин, Э.Р. Умеров, А.Р. Луц
(Самарский государственный технический университет)

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез заготовок пористого карбида титана для последующей инфильтрации расплавами*

Описаны результаты проведения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на открытом воздухе для получения заготовок пористого каркаса из карбида титана для последующей инфильтрации расплавами. На основе данных микроструктурного и рентгенофазового анализов выявлен оптимальный состав исходной шихты из порошков титана и углерода для проведения горения и получения заготовок с однородной открытой пористостью и с сохранением формы шихтового прессованного брикета. Показано, что заготовка рекомендованного состава обладает достаточными показателями общей и открытой пористости и характеризуется высокими значениями удельной нагрузки при испытаниях на сжатие.

Ключевые слова: карбид титана; самораспространяющийся высокотемпературный синтез; горение; пористый каркас.

The results of self-propagating high-temperature synthesis in the open air in order to obtain porous framework made of titanium carbide for subsequent infiltration by melts are described. The optimal composition of the initial charge made of titanium and carbon powders is revealed based on the data of microstructural and X-ray phase analysis. It is shown that the sample of the recommended composition has sufficient indicators of total and open porosity and is characterized by high values of specific load during compression tests.

Keywords: titanium carbide; self-propagating high-temperature synthesis; combustion; porous skeleton.

Создание новых материалов и технологий их производства является одной из важнейших прикладных задач современного материаловедения. Особый интерес представляют каркасные композиты, в которых две трехмерные фазы с непрерывной пористостью взаимно проникают во всех трех направлениях.

Обычно процесс изготовления подобных материалов включает в себя две стадии: 1) получение спеченного керамического каркаса с непрерывной пористостью и достаточной прочностью для его дальнейшей инфильтрации; 2) инфильтрация в поры каркаса расплава второй (металлической) фазы [1, 2].

Подобная технология создания каркасных композитов позволяет реализовывать более вы-

сокие показатели жесткости и износостойкости в сравнении с матричными композитами, а также обеспечивать ряд важных характеристик, необходимых для многих областей техники: высокую электропроводность, высокие демпфирующие и антифрикционные свойства, жаростойкость и др. [3].

Особо ответственной задачей является получение керамического каркаса, который должен иметь изотропную структуру, сплошную, равномерную пористость и при этом обладать достаточной прочностью, высокой устойчивостью к действию высоких температур. Все эти свойства необходимы для обеспечения целостности структуры и геометрической формы каркаса в процессе его интенсивной высокотемпературной инфильтрации расплавом металла, сопровождаемой эффектом Ребиндера [4], суть которого состоит в снижении прочности твер-

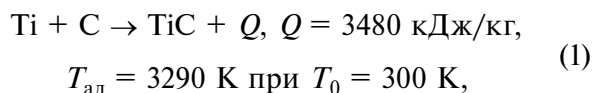
* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00435.

дого тела (каркаса) при контакте с жидкостью из-за снижения поверхностной энергии.

Высокими твердостью, тепло- и химической стойкостью обладает тугоплавкий карбид титана, который широко применяют, например, как основу спеченных безвольфрамовых твердых сплавов.

Производство карбида титана может осуществляться несколькими методами: углетермическим (из смеси диоксида титана и науглероживающих материалов), прямой карбидизацией порошка титана при температуре 1600 °С, плазмохимическим способом из галогенидов и др. Но для создания пористого каркаса наиболее подходит метод *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (СВС), открытый в ИСМАН (г. Черноголовка) в 1967 г. [5].

В трудах академиков А.Г. Мержанова и И.П. Боровинской было показано, что в результате сильноэзотермической реакции взаимодействия порошкообразных компонентов в форме горения происходит реакция:



где Q — тепловой эффект реакции; $T_{\text{ад}}$ — температура продукта реакции в адиабатических условиях; T_0 — начальная температура реагентов [6].

Получение карбида титана методом СВС и в настоящее время остается самым перспективным благодаря простому оборудованию, низкой энергозатратности, а также возможности управления скоростью, температурой и полнотой превращения реагентов, обеспечивающих получение высококачественного продукта, содержащего не более 2 % мас. свободного углерода [7].

Первые опыты по применению карбида титана для СВС пористых изделий заданной формы были проведены в ИСМАН, результатом чего стала разработка технологии СВС-спекания, которая предусматривает сначала термовакуумную обработку шихтовой заготовки, а затем ее сжигание в вакууме [5]. Было показано, что полученные карбидтитановые СВС-каркасы имеют прочность в 1,5—3,0 раза выше, чем у традиционных спеченных материалов. Объясняется это тем, что высокие температуры СВС-процессов и низкое содержание примесей на границах зерен (из-за самоочистки) приводят

к образованию сильных связей между зернами, к их "сварке" с образованием каркаса. Конечная пористость полученных образцов составляла 48...59 %.

В дальнейших работах были разработаны дополнительные технологические приемы. Например, в исследовании [8] предложено синтезировать градиентный пористый каркас, состоящий из трех слоев: первые два из смесей порошков титана и графита различной дисперсности, а третий — из порошков титана, бора и диборида титана. После силового компактирования заготовку помещают в вакуумную печь и затем нагревают до температуры самовоспламенения смеси.

Полученный пористый материал представляет собой трехслойный керамический диск состава: первый слой — TiC с размерами пор 0,8 мкм и общей пористостью 65 %; второй слой — TiC с размерами пор 14 мкм и общей пористостью 59 %; третий слой — TiB₂ с размерами пор 16 мкм и общей пористостью 53 %.

В работе [9] предложено исходную смесь порошков титана и углерода предварительно гранулировать раствором нитроцеллюлозы и уже затем подвергать СВС в вакууме. Отмечено, что полученный пористый материал отличается градиентным распределением пор с пористостью 55 %, а размер пор составляет 50...400 мкм.

Очевидно, что технологию СВС можно успешно применять для синтеза каркасных материалов, однако предложенные методики подразумевают использование вакуумных реакторов, что существенно усложняет процесс получения пористых изделий.

Особый интерес вызывает предложенная невакуумная технология СВС-спекания пористых материалов на открытом воздухе [10]. Суть ее состоит в том, что для синтеза изделий на основе интерметаллидов Ni₃Al и NiAl в качестве исходных компонентов используются порошки никеля (77 %), алюминия (18 %) и добавок (5 %). Смесь порошков загружается в форму и уплотняется, а затем формованная шихтовая заготовка нагревается до определенной температуры и поджигается. Синтезированное пористое изделие выпрессовывается из формы и в заключение подвергается механической обработке для доведения до требуемых размеров.

Авторы работы [10] ставили целью получение фильтров и поэтому сразу после синтеза их изделие считается готовым. Однако показанная

возможность проведения СВС на открытом воздухе открывает большие перспективы для реализации инфильтрации расплавом сразу после синтеза, пока каркас сохраняет высокую температуру.

Во-первых, в этом случае возможна реализация явления термоосмоса, т.е. самопроизвольной инфильтрации жидкости в пористое тело за счет градиента температур между твердым и жидким телами [11]. Обычно обеспечение пропитки трудно смачиваемых керамических тел расплавами металлов в результате термоосмоса требует сложного оборудования и высоких энергозатрат для перегрева керамических компонентов, а в данном случае температуры реализации СВС позволят исключить этап нагрева.

Во-вторых, при температурах свыше 1000 °С значительно уменьшается краевой угол смачивания карбида титана алюминием [12], что позволит значительно повысить адгезию фаз и, соответственно, прочность готового композита.

В-третьих, инфильтрация сразу после синтеза исключает или существенно уменьшает вероятность окисления поверхности каркаса.

Таким образом, разработка технологии получения каркаса из карбида титана методом СВС на открытом воздухе является важной и актуальной задачей.

Не менее важен вопрос влияния вида исходных порошков титана и углерода на процесс синтеза и макроструктуру СВС-каркаса. Для анализа структурообразования в данной системе следует отметить, что согласно общепринятой теории титан, имеющий температуру плавления 1940 К, в процессе СВС сразу начинает плавиться во фронте горения. Далее расплавленный титан быстро растекается по поверхности углеродных частиц. Это явление получило название "капиллярного растекания" [7].

После завершения реакции в продукте на месте металлических частиц остаются поры, соответствующие форме и размерам исходных частиц титана. В связи с этим логично предположить, что максимальная пористость будет достигаться при использовании наименее дисперсных марок порошка титана. Однако степень дисперсности порошка титана может оказать существенное влияние на скорость и полноту СВС-реакции. Также следует принимать во внимание количество и интенсивность

движения газов, находящихся между частицами исходной порошковой смеси и адсорбированных на поверхности частиц. Поэтому данный вопрос подлежит дополнительному исследованию.

Коэффициент диффузии углерода в процессе синтеза на несколько порядков выше коэффициента диффузии титана, т.е. именно атомы углерода диффундируют и растворяются в расплаве [13]. Следовательно, влияние вида углеродной формы на процесс синтеза значительно, поэтому на эту тему уже был проведен ряд исследований.

Часть работ основана на анализе влияния степени структурности (разветвленности сажевых цепочек) углеродного материала на полноту превращения. Обнаружено, что в процессе СВС-компактирования возможна перестройка сажи в волне горения, приводящая к изменению ее активности. Например, сажа П 234 с высоким значением удельной поверхности ($S_{уд} = 95...100 \text{ м}^2/\text{г}$) показала активность, сопоставимую с активностью графита ($S_{уд} = 0,6...0,8 \text{ м}^2/\text{г}$) [14].

В работе [15] также отмечено, что структурные особенности оказывают существенное влияние на условия горения и образование конечного продукта. Исследованы различные сажи из масел, газовая и ацетиленовая, графит исходный, графит измельченный. Показано, что скорость горения и полнота превращения слабо зависят от удельной поверхности сажи, но уменьшаются с увеличением структурности. В частности, СВС-шихты с ацетиленовой сажой с активной поверхностью $S_{уд} = 200 \text{ м}^2/\text{г}$ вообще не смешивались с порошком титана, а лучшие результаты получены для шихты на основе низкоструктурной сажи ($S_{уд} = 13...16 \text{ м}^2/\text{г}$) и графита ($S_{уд} = 0,6 \text{ м}^2/\text{г}$).

Другие исследователи анализируют зависимость активности углеродной формы исключительно от ее дисперсности. В работе [16] отмечено, что измельчение частиц исходного технического углерода переводит его в термодинамически нестабильное состояние, способствует увеличению его реакционной способности и, соответственно, активизации СВС-реакции. А в исследовании [17] показано, что при использовании мелких частиц углерода (около 7 мкм) образуются крупные кристаллы карбида на границе между жидким и твердым титаном и нанокристаллы из расплава титана. Тогда как в случае применения

сопоставимых по размерам частиц титана и углерода (около 20 мкм), образуются однородные по размерам карбидные частицы, зарождающиеся на поверхности углерода.

Таким образом, применение различных исходных порошков углерода, отличающихся размерами, морфологией, степенью структурности и т.д., значительно влияет на механизм карбидообразования.

Цель работы — получение пористого каркаса из карбида титана для последующей инфильтрации расплавами методом СВС на открытом воздухе с применением доступных промышленных марок титана и углерода.

Использовали порошки титана ПТМ (размер частиц ≤ 80 мкм, ТУ 14-1-958–74), ПТС (≤ 100 мкм, ТУ 14-22-57–92), ТПП-7 (≤ 300 мкм, ТУ 1715-449-05785388–99), технический углерод (сажа) П 701 (13...70 нм, ГОСТ 7885–86) и Т 900 (150...500 нм, ГОСТ 7885–86), графит коллоидный С-2 (≤ 15 мкм, ТУ 113-08-48-63–90) и графит литейный скрытокристаллический ГЛС (≤ 50 мкм, ГОСТ Р 52729–2007).

Просушенные порошки титана и углерода, взятые в стехиометрическом соотношении, предварительно смешивались в шаровой мельнице с частотой вращения вала 105 мин^{-1} в течение 1 ч. Шихтовые брикеты для СВС массой 10 г получали односторонним прессованием с давлением 20 МПа в цилиндрической пресс-форме диаметром 23 мм.

Для исследования масштабного фактора формировали брикеты массой 80 г при том же давлении в цилиндрической пресс-форме диаметром 54 мм.

Плотность формовок определяли по методу гидростатического взвешивания по ГОСТ 25281–82. Горение на воздухе иници-

ировали с помощью нихромовой спирали накаливания. Открытую пористость определяли оценкой степени водопоглощения, а общую пористость — расчетным методом [18].

Микроструктуру, в том числе распределение пор по размерам, исследовали на сканирующем электронном микроскопе Jeol JSM-6390A (JEOL Ltd., Япония).

Фазовый состав продуктов синтеза определяли методом рентгенофазового анализа (РФА). Съемку рентгеновских спектров проводили на автоматизированном дифрактометре ARL X'trA (Thermo Scientific). Использовали Cu-излучение при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 5 до 80° со скоростью $2^\circ/\text{мин}$. Полученные спектры обрабатывали с помощью пакета прикладных программ WinXRD.

Испытания на прочность сжатия выполняли на аппаратном комплексе Instron Bluehill 3.

Первоначально исследовали влияние дисперсности порошка титана на процесс синтеза пористого каркаса. Для этого провели серию экспериментов на порошках ПТМ, ПТС, ТПП-7 и одной марки технического углерода П 701 (рис. 1).

Результаты показали, что во всех трех случаях реакция СВС инициировалась без трудностей и горение прошло в полном объеме. Но образцы, полученные на дисперсных порошках титана ПТМ и ПТС (см. рис. 1, *а*, *б*), имеют общую особенность — расслаивание и заметное вытягивание в длину, с приобретением эллипсоидной формы, что связано с более высокой скоростью горения в них. Заготовка с наименее дисперсным порошком титана ТПП-7 сохранила исходную геометрическую форму и характеризуется незначительным расслоением. Дальнейшие исследования проводили

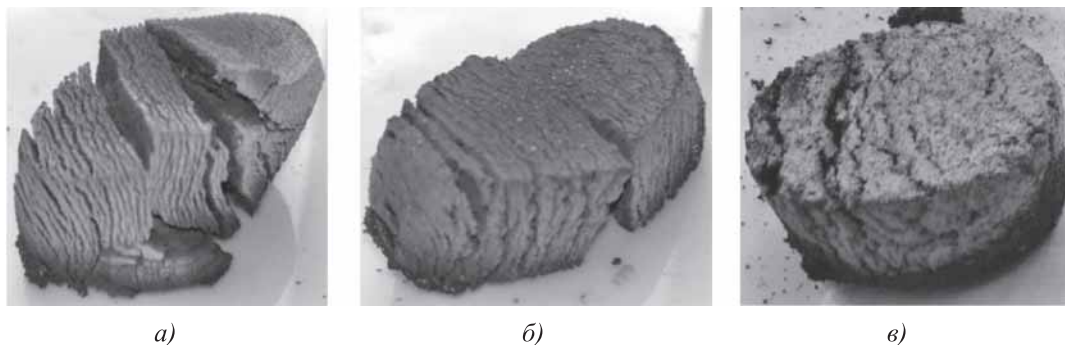


Рис. 1. Общий вид заготовок TiC после проведения СВС из различных порошков титана: *а* — шихта (ПТМ + П 701); *б* — шихта (ПТС + П 701); *в* — шихта (ТПП-7 + П 701)

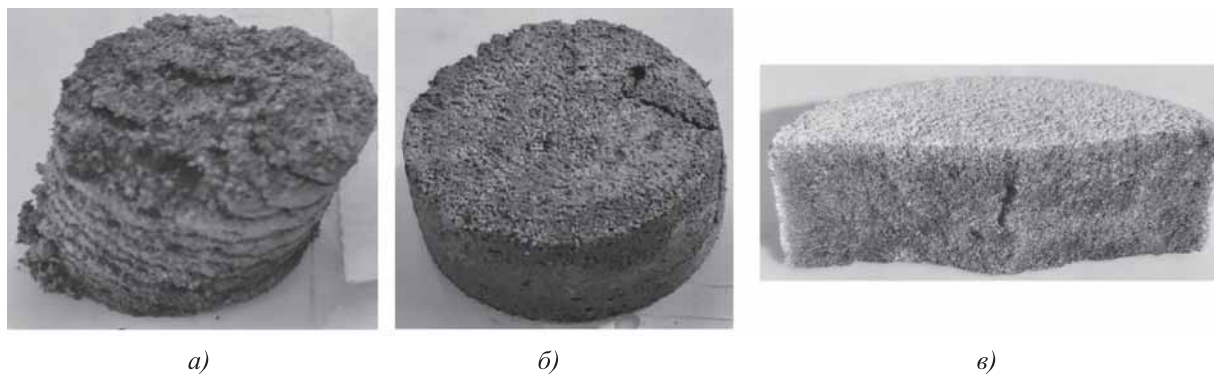


Рис. 2. Общий вид заготовок TiC после проведения СВС из различных порошков углерода:

a — шихта (ТПП-7 + Т 900); *б* — шихта (ТПП-7 + С-2); *в* — шихта (ТПП-7 + ГЛС)

с применением только данной марки порошка титана.

Следующим этапом было изучение влияния дисперсности и формы углерода. Для этого формировали шихтовые смеси на основе порошка титана ТПП-7 и нескольких марок углерода: сажи Т 900, графита С-2 и ГЛС (рис. 2).

Анализ полученных заготовок показал, что образец, синтезированный на основе сажи Т-900 (см. рис. 2, *a*), имеет некоторое расслоение и в отличие от образца с П 701 незначительно изменил форму. Это можно объяснить тем, что термическая сажа состоит в основном из отдельных, не связанных между собой частиц большого размера, которые не агрегируются в цепочечные и разветвленные структуры [19], и капиллярное растекание титана в процессе горения приводит к образованию металлических прослоек, деформирующих образец. Также сажа Т 900 имеет меньшее масляное число ($A = 0,3...0,5 \text{ см}^3/\text{г}$) в сравнении с П 701 ($A = 0,65...2,0 \text{ см}^3/\text{г}$), что по данным работы [15] способствует развитию более значительной скорости горения и нежелательно при формировании кар-

каса. Различие может быть вызвано и особенностями дробления этих марок углерода в процессе смешивания.

Применение графита марок С-2 и ГЛС позволило получить однородные заготовки исходной геометрической формы и без трещин (см. рис. 2, *б*, *в*). Однако для инициирования реакции на этих составах теплового импульса от спирали накаливания оказалось недостаточно и поэтому в месте контакта с заготовкой дополнительно помещали запальную смесь из порошков титана ТПП-7 и сажи П 701.

После инициирования СВС-реакция протекала полно и равномерно по всему объему. Получение цельных образцов на крупнодисперсных видах графита может быть связано с тем, что СВС-реакция происходит более медленно, а образующиеся в процессе синтеза газообразные продукты успевают через поры выйти на поверхность, предотвращая образование трещин.

Далее был проведен микроструктурный анализ заготовок, синтезированных с применением графита марок С-2 и ГЛС (рис. 3).

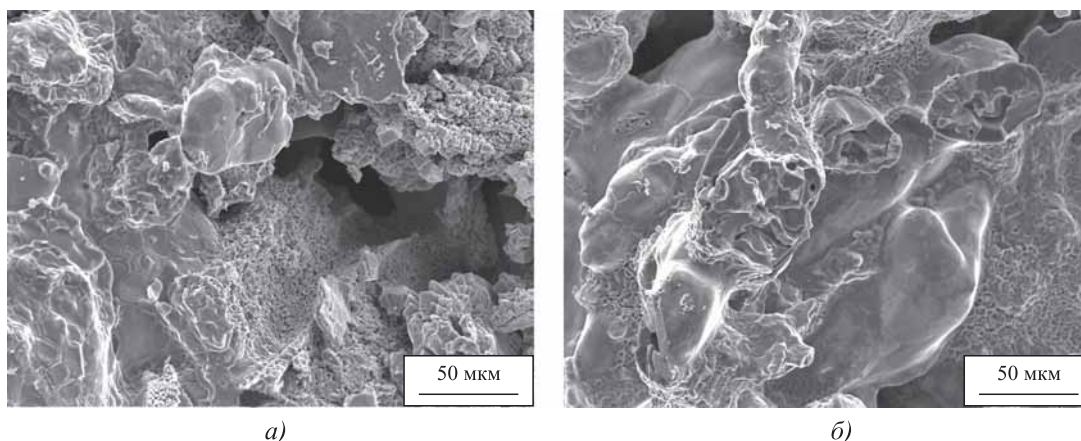


Рис. 3. Микроструктуры пористых каркасов из карбида титана:

a — каркас на основе шихты (ТПП-7 + С-2); *б* — каркас на основе шихты (ТПП-7 и ГЛС)

Сравнение микроструктуры позволило выявить, что основой каркасов в обоих случаях являются спеченные между собой частицы карбида титана размерами 2...10 мкм. Но в заготовке из ГЛС вместо частиц наблюдаются обширные участки металла (титана) остроугольной формы. Учитывая, что исходные хлопья данной марки графита имеют те же очертания, можно предположить, что агломераты графита не успевают полностью пропитаться расплавом титана и некоторая их часть остается непрореагировавшей под металлической оболочкой.

Для уточнения фазового состава полученные заготовки были изучены РФА (рис. 4). Анализ дифрактограмм показал, что в обоих случаях основной фазой является карбид титана. Но на образце с ГЛС, как и предполагалось, фиксируются свободный углерод и некоторое смещение пиков карбидной фазы, что свидетельствует о ее нестехиометричности. Поэтому оптимальным составом для синтеза пористого каркаса выбрана шихта на основе порошков титана ТПП-7 и графита С-2.

Поскольку одним из основных параметров каркасов является пористость, то далее была

проведена ее расчетная оценка. Для этого определяли конечную пористость Π_k , связанную с начальной пористостью шихты Π_0 , по формуле [18]

$$\Pi_k = \Pi_0 + (1 - \Pi_0)\Delta + \delta, \quad (2)$$

где Δ — относительное изменение объема конденсированной фазы; δ — относительное изменение объема шихтовой заготовки после синтеза.

Изменение объема конденсированной фазы Δ рассчитывали по зависимости

$$\Delta = 1 - \frac{d_R}{d_P}, \quad (3)$$

где d_R — плотность смеси реагентов (шихты); d_P — плотность продуктов синтеза.

Значения плотности для многокомпонентных материалов вычисляли по правилу механической смеси, принимая значения плотности шихты $d_R = 3,76 \text{ г/см}^3$ и плотности карбида титана, как продукта синтеза, $d_P = 4,92 \text{ г/см}^3$.

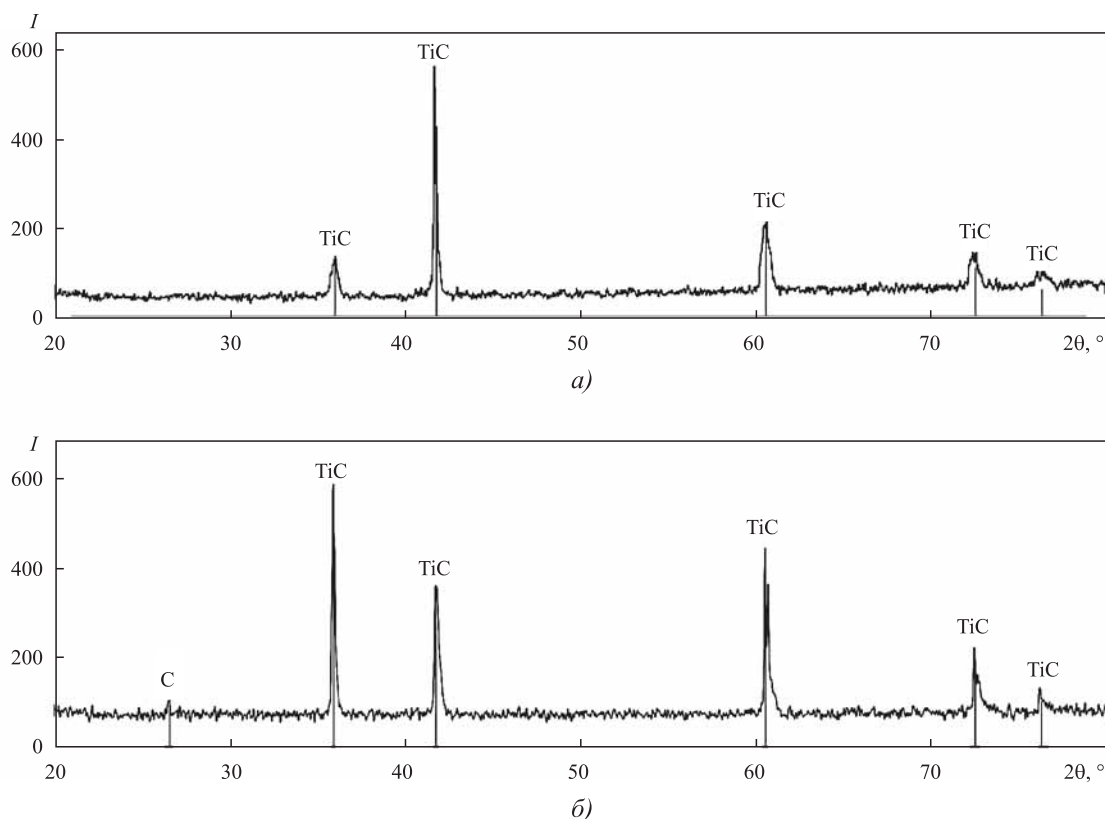


Рис. 4. Результаты РФА пористых каркасов из карбида титана:

a — каркас на основе шихты (ТПП-7 + С-2); *б* — каркас на основе шихты (ТПП-7 + ГЛС)

Изменение объема заготовки δ определяли по формуле

$$\delta = \frac{V_k - V_0}{V_0}. \quad (4)$$

Начальный объем шихтовой заготовки V_0 и конечный объем синтезированной заготовки V_k находили экспериментально, путем измерения характерных размеров рассматриваемых объектов.

Учитывая, что общая пористость СВС-образцов представляет собой сумму открытых и закрытых пор, для выявления доли закрытой пористости, как разности общей и открытой пористости, определяли открытую пористость $P_k^{откр}$ как среднее значение водопоглощения в результате трех испытаний с погружением в воду нагретых до 250 °С заготовок с последующей регенерацией, т.е. выпариванием воды из пор при нагреве в печи. Полученные результаты приведены в таблице.

Конечная пористость составляет 67 %, а открытая — 57 %, что является достаточным показателем для каркасного изделия.

Для оценки влияния масштабного фактора на макроструктуру пористости была синтезирована заготовка того же состава массой 80 г

и диаметром 54 мм. На рис. 5 показаны общий вид его излома и точки оценки размеров пор по сечению. Графики, отражающие изменение пористости, приведены на рис. 6.

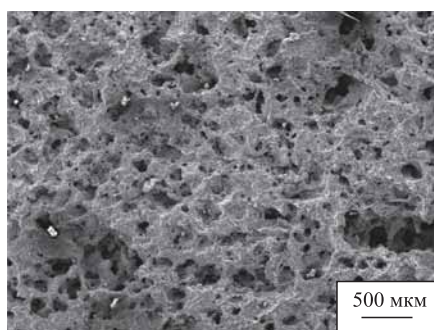
Анализ результатов показал, что наиболее крупные поры диаметром $d_p = 150...400$ мкм сосредоточены в верхней части заготовки (см. рис. 6, б), тогда как в центральной и нижней частях наблюдаются поры размерами около 100 мкм (см. рис. 6). Существенная разница в размерах пор по вертикали может быть связана с затруднением выхода газов при СВС из нижней части образца, а также с усадкой и уплотнением нижней части в процессе синтеза, что приводит к уменьшению диаметра пор.

Для сравнения механических свойств каркасов, синтезированных из смесей порошков титана ТПП-7 и графита марок С-2 и ГЛС, были подготовлены цилиндрические заготовки высотой (8 ± 1) мм и диаметром $(24 \pm 0,5)$ мм, которые испытывали на сжатие (рис. 7).

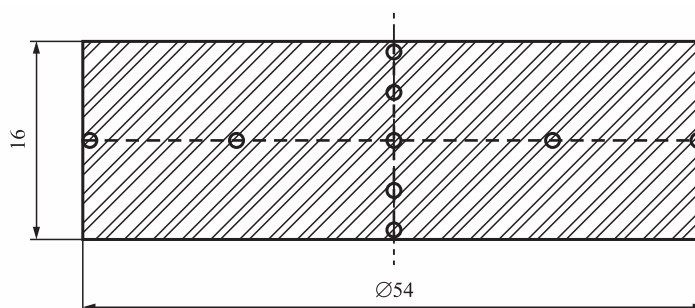
Резкие колебания на кривых нагружения указывают на локальные хрупкие разрушения в образце, сопровождающие процесс сдавливания. Испытания проводили до полного разрушения образцов. Установлено, что при одинаковых размерах заготовок пористый карбид титана, полученный на основе графита С-2, выдерживает нагрузку приблизительно 17,5 кН (40,6 МПа) (см. рис. 7, а), в то время как каркас на основе ГЛС — только 5,5 кН (13,0 МПа) (см. рис. 7, б). Подобная трехкратная разница обусловлена полнотой прохождения СВС-реакции и более высокой степенью спекания частиц карбида титана в случае применения графита С-2.

Пористость шихты и каркаса на основе шихты (ТПП-7 + С-2)

Давление прессования p , МПа	Шихта Ti + C		Синтезированный каркас TiC		
	V_0 , см ³	P_0 , %	V_k , см ³	P_k , %	$P_k^{откр}$, %
20	4,36	39	4,97	67	57



а)



б)

Рис. 5. Анализ размеров пор на изломе каркаса:

а — характерная микроструктура пористого каркаса в центральной части; б — схема исследования размеров пор по сечению образца

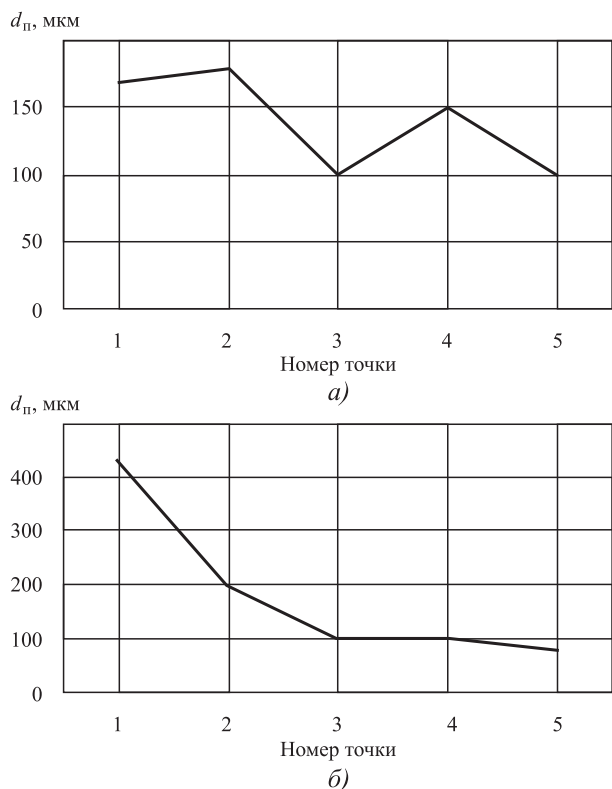


Рис. 6. Распределение размеров пор в каркасе, синтезированном на основе шихты (ТПП-7 + С-2):

а — по горизонтальному сечению; б — по вертикальному сечению

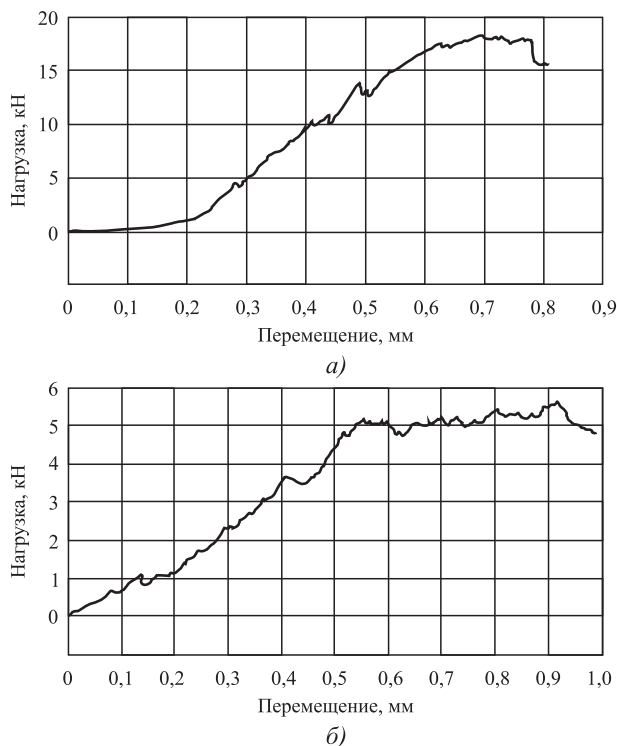


Рис. 7. Кривые нагружения заготовок при испытаниях на сжатие:

а — каркас на основе шихты (ТПП-7 + С-2); б — каркас на основе шихты (ТПП-7 + ГЛС)

Выводы

1. Показана возможность получения заготовки пористого каркаса из карбида титана путем проведения СВС не в вакууме, а на открытом воздухе на основе сжигания прессованных шихтовых смесей из порошка титана ТПП-7 и двух видов графита С-2 и ГЛС.

2. По результатам рентгенофазового анализа определен оптимальный состав шихтовой смеси (на основе порошка титана ТПП-7 и графита С-2), обеспечивающий наибольшую полноту превращения и получение фазы карбида титана по всему объему каркаса с однородной пористостью и без трещин, с сохранением формы прессованного шихтового брикета.

3. Результаты расчетов показали, что при общей конечной пористости образца 67 % объем открытых пор составляет 57 %, закрытых — 10 %. На основе данных микроструктурного анализа выявлено, что размер пор каркасного образца, полученного на оптимальном составе, изменяется от 100 до 420 мкм по сечению образца.

4. Испытания на прочность сжатия показали, что каркас, полученный простым невакуумным СВС на рекомендованном составе, выдерживает нагрузку до 17,5 кН (40,6 МПа).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. TiC—Al Interpenetrating composites by SHS pressing / A.P. Amosov, A.F. Fedotov, E.I. Latukhin, V.A. Novikov // Int. J. Self-Prop. High-Temp. Synth. 2015. Vol. 24. No. 4. P. 187—191.

2. Пат. 2733524 РФ. Способ получения керамико-металлических композиционных материалов / Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. № 2019139339; заявл. 12.02.2019; опубл. 10.02.2020.

3. Алымов М.И., Шустов В.С., Касимцев А.В. и др. Синтез нанопорошков карбида титана и изготовление пористых материалов на их основе // Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6. № 1—2. С. 84—89.

4. Ребиндер П.А., Шукин Е.Д. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения // Успехи физических наук. 1972. Т. 108. № 9. С. 3—42.

5. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособие / под науч. ред. В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение-1, 2007. 567 с.

6. О возможности получения композиционных материалов в режиме горения // Процессы горения в химической технологии и металлургии / И.П. Бо-

ровинская, Г.А. Вишнякова, В.М. Маслов, А.Г. Мер-
жанов; под ред. А.Г. Мержанова. Черноголовка:
ОИХФАН СССР, 1975. С. 141–149.

7. **Физико-химические** и технологические осно-
вы самораспространяющегося высокотемпературного
синтеза / Е.А. Левашов, А.С. Рогачев, В.И. Юхвид,
И.П. Боровинская М.: БИНОМ, 1999. 176 с.

8. Пат. 2175904 С2 Российская Федерация, МПК⁷ В
22 F 3/10, 3/23, С 22 С 1/08. Способ получения по-
ристого материала / Уваров В.И., Боровинская И.П.,
Мержанов А.Г.; заявл. 25.02.2000; опубл. 20.11.2001.

9. Пат. 2518809 С2 Российская Федерация, МПК
С 22 С 1/08 В 22 F 3/11 3/23. Способ получения пористых
материалов / Амосов А.П., Самборук А.Р., Латухин Е.И.,
Андрянов Д.И., Байриков И.М., Щербовских А.Е.,
Кривченко К.А.; заявл. 29.03.2012; опубл. 10.06.2014.

10. **Андреев Г.Г., Пермяков О.Е., Гузеева Т.И.** Раз-
работка технологии изготовления СВС фильтров из
интерметаллидов никеля и алюминия // Вестник на-
уки Сибири. 2011. № 1 (1). С. 84–90.

11. **Рязанов С.А.** Разработка технологии производства
огнеупорных изделий из алюмотермитных композици-
онных материалов с использованием вторичного сырья:
дис. ... канд. техн. наук: 05.23.05. Самара, 2005. С. 63–75.

12. **Бабкин В.Г., Терентьев Н.А., Перфильева А.И.**
Литые металломатричные композиционные материалы
электротехнического назначения // Журнал Сибирского
федерального университета. 2014. Т. 7. № 4. С. 416–423.

13. **Перспективные** материалы и технологии само-
распространяющегося высокотемпературного синте-

за: учеб. пособие / Е.А. Левашов и др. М.: МИСиС,
2011. 377 с.

14. **Левашов Е.А., Богатов Ю.В., Питюлин А.Н. и др.**
Влияние углеродного материала на процесс получения
и свойства сплава СТИМ-3Б. Черноголовка, 1988. 19 с.

15. **Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Прокудина В.К.**
Применение углерода в СВС-процессах // Техника
машиностроения. 2003. № 1 (41). С. 59–65.

16. **Study** of formation behavior of TiC ceramic
obtained by self-propagating high-temperature synthesis
from Al–Ti–C elemental powders / M.S. Song, B. Huang,
M.X. Zhang, J.G. Li // Int. J. of Refractory Metals and
Hard Materials. 2009. Vol. 27. P. 584–589. DOI: 10.1016/
j.ijrmhm.2008.09.009.

17. **Cochevin B., Heian E., Karnatak N. et al.** TiC
nucleation/growth processes during SHS reactions //
Powder Technology. 2005. Vol. 157. Iss. 1–3. P. 92–99.

18. **Логонов А.С., Латухин Е.И.** Исследование макро-
структуры пористого карбосилицида титана // Нацио-
нальная ассоциация ученых. 2015. № 3 (8). С. 76–77.

19. **Колокольцев С.Н.** Углеродные материалы.
Свойства, технологии, применения: учеб. пособие.
Долгопрудный: Интеллект, 2012. 296 с.

*Евгений Иванович Латухин, канд. техн. наук,
evgelat@yandex.ru;*

Эмиль Ринатович Умеров;

Альфия Расимовна Луц, канд. техн. наук



Термообработка

**14-я международная специализированная выставка
технологий и оборудования для термообработки**

28–30 сентября 2021 г., Москва

Место проведения: Центральный выставочный комплекс "Экспоцентр"

Тематика мероприятия

- Внепечная местная и объемная термообработка
- Футеровка печей: материалы и футеровочные работы
- Термическое и химико-термическое оборудование
- Диагностическое оборудование
- Контрольно-измерительные приборы

28 и 29 сентября в рамках выставки "Термообработка – 2021" проводится

**14-я международная научно-практическая конференция
"Инновационные технологии термообработки".**

По данным www.expoctr.ru

А.Н. Веремеевич, С.М. Горбатюк, В.М. Жариков, В.А. Наговицын
(НИТУ "МИСиС", г. Москва)

Перспективы применения лазерного технологического оборудования в металлообработке

Приведены аргументы для широкого применения нового класса волоконных лазеров при проектировании технологического оборудования и внедрении лазерных технологий в производство. Продемонстрированы технологические возможности этих лазеров.

Ключевые слова: лазер; оборудование; технология; сварка; резка; упрочнение; маркировка.

The arguments for widespread use of the new class of fibre laser in the design of the technological equipment and introduction of laser technologies in production are given. The technological possibilities of these laser are demonstrated.

Keywords: laser; equipment; technology; welding; cutting; hardening; marking.

С появлением нового поколения источников лазерного излучения — волоконных лазеров необходимо переосмыслить возможности лазерной технологии и широту использования лазерного технологического оборудования.

За последние 50 лет увеличена производительность волоконных лазеров вследствие новых рабочих длин волн, более узких линейных ширин (одночастотные), более короткой длительности импульсов и более высокой мощности/энергии. Появились сверхпрочные полупроводниковые диодные лазеры, новые конструкции волокон, новые схемы накачки [1].

В настоящее время известны модели волоконных технологических лазеров мощностью до 20 кВт. Эти устройства имеют невысокую стоимость, компактны, удобны для сопряжения с магистральным волокном при минимуме вносимых потерь. Эти устройства достигли уровня характеристик, в первую очередь, мощности, надежности, позволяющих с успехом использовать их для решения различных задач лазерной обработки материалов. Они представляют собой практически идеальные преобразователи световой энергии лазерных диодов накачки в лазерное излучение с высоким КПД, например высокомощный волоконный лазер

с тандемной накачкой Yb-легированного волокна [2] или непрерывные волоконно-оптические лазеры большой мощности на основе стекловолокна, легированного редкоземельными металлами [1], в сравнении с твердотельными Nd:YAG-лазерами [3].

В последнее время волоконные лазеры активно вытесняют традиционные лазеры из таких областей применения лазерной техники, как, например, лазерная резка и сварка материалов, маркировка и обработка поверхностей, полиграфия и скоростная лазерная печать, аддитивное производство с направленным осаждением энергии и селективным плавлением [4]. Их используют в лазерных дальнометрах и трехмерных локаторах, аппаратуре для телекоммуникаций, в медицинских установках и других сферах промышленных и военных комплексов [3].

Более чем двухкратное увеличение КПД волоконных лазеров над КПД предыдущего поколения технологических лазеров на углекислоте, например ТЛ-1,5, значительно повышает эффективность лазерных технологий в сравнении с альтернативными.

Волоконные лазеры — разновидность твердотельных лазеров, обладающих уникальным

сочетанием потребительских свойств. Они имеют минимальное энергопотребление и габаритные размеры, не требуют дорогостоящего обслуживания и расходных материалов. В течение всего срока службы волоконные лазеры стабильны, надежны и обеспечивают длительную бесперебойную работу оборудования в цеховых условиях.

В таблице для сравнения приведены параметры основных технологических лазеров [5].

Технология изготовления волоконных лазеров позволяет достаточно легко собрать лазер необходимой мощности под конкретную технологическую задачу конкретного заказчика. Лазеры эффективно применяют для поверхностных термических операций, описанных в статьях [6–8], а также для сварки, резки, скрайбирования, маркировки, аддитивного производства, в частности плавления порошкового слоя [4].

На кафедре инжиниринга технологического оборудования (ИТО) НИТУ "МИСиС" разработаны и исследованы технологические процессы и комплексы, такие как технология лазерной сварки труб из коррозионно-стойкой стали 08X18H10T, лазерная технология обработки

поверхностного термостойкого интерметаллического покрытия Ni_3Al , технологический комплекс лазерной резки широкого ассортимента металлов и сплавов, технология лазерной обработки инструмента для горячей штамповки [9, 10].

Примеры использования волоконных лазеров на кафедре ИТО НИТУ "МИСиС" приведены на рис. 1–3 [11].

В условиях активного внедрения в производство лазерной обработки материалов, в частности волоконных лазеров, в 2000–2010-х годах получили широкое распространение лазерные технологические центры и предприятия, занимающиеся разработкой, производством и внедрением лазерных систем и комплексов.

На международной выставке "Фотоника. Мир лазеров и оптики–2019" более 50 фирм представили лазерные технологические установки и комплексы на базе различных волоконных лазеров российского производства [12].

В отечественной промышленности успехи в применении волоконных лазеров пока достаточно скромны.

Проведенный анализ показал, что внедрение в производство новых лазерных технологий

Сравнение технических характеристик лазеров различных типов

Параметр	Требуемое значение параметра для применения в промышленности	Лазеры				
		CO ₂	YAG-Nd с ламповой накачкой	YAG-Nd с диодной накачкой	Диодные	Волоконные
Выходная мощность, кВт	1...30	1...30	1...5	1...4	1...4	1...30
Длина волны, мкм	Минимальная	10,6	1,064	1,064 или 1,03	0,8...0,98	1,07
Beam Parameter Product (BPP) лазерного пучка, мм·мрад	< 10	3...6	22	22	> 200	1,3...14
КПД, %	> 20	8...10	2...3	4...6	25...30	20...25
Дальность доставки излучения волокном, м	10...300	Отсутствует	20...40	20...40	10...50	10...300
Стабильность выходной мощности	Максимально высокая	Низкая			Высокая	Очень высокая
Чувствительность к обратному отражению	Низкая	Высокая			Низкая	
Занимаемая площадь, м ²	Минимальная	10...20	11	9	4	0,5
Стоимость, отн. ед.:		1	1	0,8	0,2	< 0,05
монтажа						
эксплуатации						
обслуживания	0,5	1	0,6	0,2	0,13	
		1...1,5	1	4...12	4...10	0,1
Долговечность ламп или лазерных диодов, ч	Максимально большая	—	300...500	2000...5000	2000...5000	> 50 000

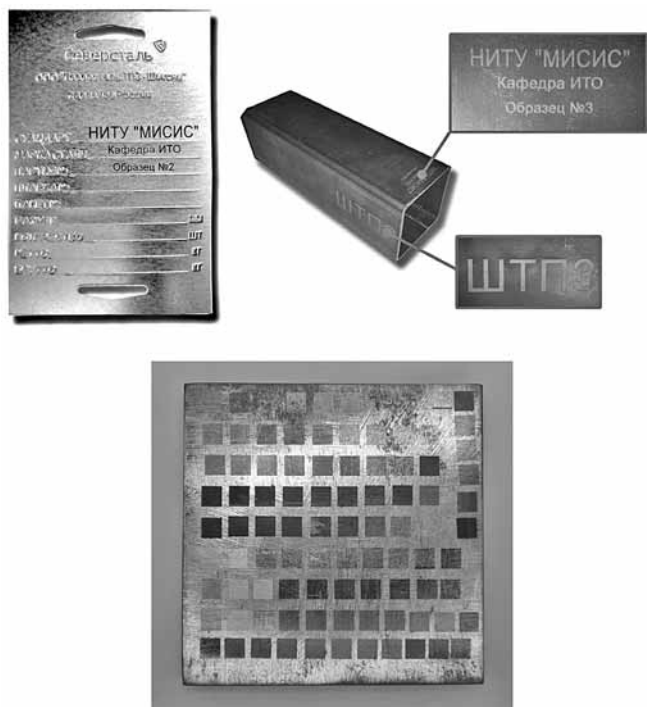
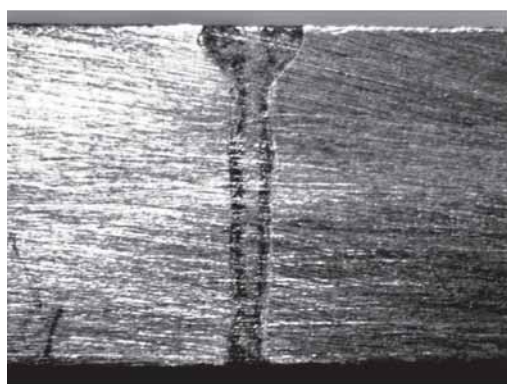


Рис. 1. Примеры маркировки металлических изделий волоконными лазерами



а)



б)

Рис. 2. Макроструктуры сварочных швов, выполненных волоконным лазером:

а — сталь; б — латунь. Толщина свариваемых образцов 8 мм; мощность лазера 5 кВт; скорость сварки 2 м/мин. Защитный газ — аргон; расход газа 18 л/мин



Рис. 3. Трубы с отверстиями, вырезанными волоконными лазерами

и оборудования актуально, так как повышает производительность труда и качество выпускаемой продукции. Широкое внедрение новых лазерных технологий может быть достигнуто путем организации региональных лазерных технологических центров (РЛТЦ) [11], оснащением их волоконными лазерами и другим высокотехнологичным оборудованием, а также подготовкой квалифицированных специалистов.

Интеграция лазеров в станки с ЧПУ позволит расширить традиционные процессы резки технологиями микропроцессорной обработки поверхностей материалов, что возможно за счет использования потоков энергии, сосредоточенных на небольших площадях, в качестве нового дополнительного рабочего инструмента [13]. Важна также организация в университетах кафедр оптических технологий для подготовки большего количества специалистов по данному направлению, пример — университет Чiba, Япония [14].

По прогнозам западных экспертов, уже к 2025 г. до 70 % металлообработки станет лазерной. Для наглядности приведем перечень региональных лазерных технологических центров — участников традиционной международной выставки "Фотоника. Мир лазеров и оптики-2019" [12, 15]:

- Вятский лазерный инновационно-технологический центр;
- Калужский лазерный инновационно-технологический центр;
- Лазерный региональный северо-западный центр (г. Санкт-Петербург);
- Уральский лазерный инновационно-технологический центр (г. Екатеринбург);

- Центральный научно-исследовательский институт лазерного оборудования и технологий (г. Санкт-Петербург);
- Троицкий инженерный центр.

Как показывает опыт инновационного развития промышленной сферы стран Европы, США и Японии, одной из основных составляющих модернизации и технологического обновления производства являются лазерные технологии, без которых невозможно создание конкурентноспособного качественного продукта. Лазерные технологии являются необходимой составляющей любого технологического процесса при создании инновационного продукта, часто заменяя собой нерентабельные технологические операции. Уровень использования лазерных технологий является одним из основных критериев инновационного развития экономики [16].

РЛТЦ предназначен для единичного и мелкосерийного производства, а также обработки конкретных технологий. РЛТЦ включает серию унифицированного отечественного технологического оборудования и обладает возможностями проведения всего перечня лазерных технологических операций: от очистки поверхности от загрязнений до получения алмазоподобных покрытий инструмента; от поверхностной маркировки полимеров до фрезерования твердых сплавов; от операций пайки легкоплавкими припоями до наплавки для восстановления сработавшихся стальных поверхностей.

В состав типового РЛТЦ должны входить три волоконных лазера различной мощности (20 Вт; 100 Вт и 5 кВт), импульсный лазер видимого диапазона, три линейных автоматизированных направляющих, 2D-гальванометрический сканер, два вращательных устройства, набор фокусирующих линз для видимого и ИК-диапазонов, управляющий компьютер, технологическая оснастка и приспособления, набор защитных очков, инструкции по технологическим процессам, технике безопасности, инструкция по эксплуатации. Наиболее перспективным является универсальный робот-манипулятор малой (до 10 кг) грузоподъемности, который хорошо сочетается с оптической головкой волоконного лазера [17]. Фотографии оптических головок волоконных лазеров приведены на рис. 4.

Для пластика и металла используются импульсы 5 Вт...10 кВт длительностью от 10 до 100 нс при частоте следования 20...200 кГц. Это позволяет изменять только оптические свой-



Рис. 4. Оптические головки FLW D30 волоконных лазеров IPG [17]

ства поверхности без повреждения внутренней структуры изделия. Лазеры до 60 Вт применяют при сварке нержавеющей стали в компонентах электроники и медицинских инструментов. При этом толщина свариваемых деталей может быть минимальной (до 0,1 мм) [19].

На большинстве предприятий для проведения работ по лазерной сварке используют установки серии "Квант", разработанные в 70—80-е годы прошлого века. Естественно, что они и морально, и физически устарели. Например, наиболее распространенная установка лазерной сварки "Квант-15" имеет значительные габаритные размеры и массу. Блок питания представляет собой шкаф массой 400 кг. Энергоснабжение — трехфазное, энергопотребление до 12 кВт. Лазер требует подключения к внешнему водяному контуру охлаждения с расходом не менее 10 л/мин [20].

Объем производства лазерных технологических установок вырос в мире за последние 15 лет в 10 раз, во многом благодаря волоконным лазерам, и составляет около 7 млрд долларов США при среднем ежегодном росте объема продаж данного оборудования 7 % (ежегодный прирост производства волоконных лазеров за тот же период 40 %) [21].

Закключение. Проведенный анализ показал, что внедрение в производство новых лазерных технологий и оборудования актуально, так как повышает производительность труда и качество выпускаемой продукции. Лазерные технологии резки, сварки, термической обработки конструкционных материалов находят все более широкое применение в промышленности. Этому

способствует появление нового эффективного лазерного оборудования – волоконных лазеров.

Важнейшими направлениями развития и внедрения в производство новых лазерных технологий являются организация региональных лазерных технологических центров и подготовка квалифицированных специалистов в этой области науки и техники.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fiber** lasers and their applications / R.A. Norwood, N. Peyghambarian, Q. Fang, X. Zhu // Applied Optics. 2014. Vol. 53. Iss. 28. P. 6554–6568.
2. **High** power tandem-pumped Yb-doped fiber laser / H. Xiao, J. Leng, P. Zhou, H. Zhang // Chinese Journal of Lasers. 2017. Vol. 44. Iss. 2. 0201007.
3. **Шиганов И.Н.** Специальные лазерные технологии: учеб. пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2019. 143 с.
4. **Application** Progress and Prospect of Fiber Laser in Metal Additive Manufacturing / Y. Yang, S. Wu, Y. Zhang, Y. Zhu // Chinese Journal of Lasers. 2020. 47 (5). 0500012.
5. **www.втораяиндустриализация.рф/volokonnyie-lazeryi** (дата обращения: 23.12.2020).
6. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
7. **Лазерное** упрочнение технологического инструмента обработки металлов давлением / Н.А. Чиченев, С.А. Иванов, С.М. Горбатюк, А.Н. Веремеевич. М.: Изд. дом МИСиС, 2013. 166 с.
8. **Вакс Е.Д., Миленький М.Н., Сапрыкин Л.Г.** Практика прецизионной лазерной обработки. М.: Техносфера, 2013. 710 с.
9. **Effective** laser technology for making metal products and tools / L.M. Glukhov, S.M. Gorbatyuk, I.G. Morozova, M.G. Naumova // Metallurgist. 2016. Vol. 60. No. 3–4. P. 306–312.
10. **Effect** of laser treatment modes on metal surface marking color / S.M. Gorbatyuk, I.G. Morozova,

M.G. Naumova, N.A. Chichenev // CIS Iron and Steel Review. 2020. 20. P. 37–40. DOI: 10.17580/cisisr.2020.02.09.

11. **Горбатюк С.М., Морозова И.Г., Наумова М.Г.** Формирование цветной маркировки поверхности металла с помощью высококонцентрированного источника энергии // Металлург. 2016. № 6. С. 91–94.

12. **Азанова И.С., Шевцов Д.И., Вохмянина О.Л. и др.** Опыт разработки термостойкого, радиационно-стойкого и водородостойкого оптического волокна // Фотоника. 2019. Т. 13. № 5. С. 444–451.

13. **Modernization** of machining centers through integration of laser systems into their composition / A.D. Nikolaev, A.P. Phygo, K.P. Pompeev, O.S. Vasilev // International Review of Mechanical Engineering. 2020. 14 (2). P. 100–104.

14. **Fujimoto Y., Wakita K., Suizu K.** Examination optical education role of university for optical industry and efforts at Chiba Institute of Technology // Optics InfoBase Conference Papers. 2019. Part F130-ETOP 2019. Article No. 111431V.

15. **Сравнительный** анализ лазерных систем для микрообработки материалов / А.Г. Григорьянц, М.А. Казарян, Н.А. Лябин, И.Н. Шиганов // Фотоника. 2019. Т. 13. № 3. С. 264–279.

16. **www.mirprom.ru** (дата обращения: 18.11.2020).

17. **www.pandia.ru/text/78/138/78800.php** (дата обращения: 24.01.2021).

18. **www.ipgphotonics.com/ru/products** (дата обращения: 04.01.2021).

19. **www.newlaser.ru** (дата обращения: 04.01.2021).

20. **www.laser-reserv.ru/oborudovanie/3/lazernaya_ustanovka_kvant_15** (дата обращения: 04.01.2021).

21. **Волоконные** лазеры / Ю.Н. Кульчин, С.Б. Змеу, Е.П. Субботин, А.И. Никитин // Вестник ДВО РАН. 2015. № 3. С. 67–78.

Анатолий Николаевич Веремеевич, канд. техн. наук;

*Сергей Михайлович Горбатюк, д-р техн. наук,
gorbatuksm@misis.ru;*

Валерий Михайлович Жариков, канд. техн. наук;

Владимир Андреевич Наговицын

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**

Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>

Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 17.05.2021. Подписано в печать 01.07.2021. Формат 60 × 88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.



75 лет

Роману Львовичу Шаталову, доктору технических наук, профессору, почетному работнику высшего профессионального образования РФ, профессору кафедры "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета

Роман Львович Шаталов родился 22 июня 1946 г. в городе Пушкино Московской области. После окончания средней школы он поступил в Московский институт стали и сплавов (в настоящее время Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС"), который окончил по специальности "Автоматизация прокатного производства" в 1970 г.

После окончания института с 1970 по 1981 г. Р.Л. Шаталов обучался в очной аспирантуре, работал младшим, а затем старшим научным сотрудником кафедры "Обработка металлов давлением" МИСиС. В 1976 г. он защитил кандидатскую диссертацию на тему "Улучшение геометрии полос и повышение устойчивости процесса горячей тонколистовой прокатки".

В 1981–1984 гг. Роман Львович работал заведующим конструкторским отделом ЦПКБ ВПО "Союзпромавтоматика". В этот период разработанная им система автоматизированного контроля профилировки валков была внедрена на стане 2000 Череповецкого металлургического комбината, а система автоматического регулирования толщины алюминиевой фольги – на четырехвалковом реверсивном стане 250/700×1750 завода "Красный Выборжец" (ныне АО "Завод "Красный Выборжец").

С 1984 по 1989 г. Р.Л. Шаталов работал в должностях доцента, декана металлургического факультета Всесоюзного заочного политехнического института (в 1992 г. преобразован в Московский государственный открытый университет, в 2013 г. вошел в состав Московского политехнического университета). С 1989 г. Роман Львович являлся доцентом, профессором, а с 2005 г. – заведующим кафедрой "Литейное производство и обработка металлов давлением" Московского государственного открытого университета (МГОУ).

С 1998 по 2006 г. Р.Л. Шаталов являлся заместителем генерального директора и заведующим лабораторией "Прокатка специальных сплавов" Научно-исследовательского, проектного и конструкторского института сплавов и обработки цветных металлов (ныне ООО "Институт Цветметобработка"). С 2006 по 2013 г. он работал в должности заведующего кафедрой "Металлургия, металловедение и обработка металлов давлением" и одновременно с 2008 по 2011 г. являлся деканом, с 2011 по 2013 г. – научным руководителем машиностроительного факультета МГОУ.

С сентября 2013 г. по настоящее время Роман Львович работает в должности профессора кафедры "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии" Московского политехнического университета.

В 1995 г. Р.Л. Шаталову было присвоено ученое звание профессора, а в 2003 г. он защитил докторскую диссертацию на тему "Теоретическое обоснование и технологические основы повышения устойчивости процессов прокатки для улучшения качества полос".

Основное научное направление работ Р.Л. Шаталова – технологические методы управления размерами, свойствами, деформируемостью и устойчивостью полос из сталей и цветных металлов при прокатке.

Результаты теоретических и прикладных исследований, выполненных научной школой Р.Л. Шаталова, использованы при разработке и совершенствовании технологических процессов горячей и холодной прокатки полос из сталей и сплавов из цветных металлов на предприятиях черной металлургии (Группа НЛМК, ПАО "Северсталь") и цветной металлургии (АО "Завод "Красный Выборжец", Кольчугинский, Московский и Кировский заводы по обработке цветных металлов), а также в Научно-производственном объединении "Прибор".

Роман Львович опубликовал свыше 280 научных работ в отечественных и зарубежных научно-технических журналах и сборниках, является автором 26 авторских свидетельств, изобретений и патентов РФ, а также автором 13 научных монографий, 2 учебников и 17 учебных пособий, наиболее крупными из которых являются: "Теория процессов прокатки и волочения" (1993 г.), "Новые технологии обработки давлением медных и цинковых сплавов" (в соавторстве, 2006 г.), "Совмещенные процессы литья и деформации металлов (в соавторстве, 2009 г.), "Автоматизация технологических процессов прокатки и термообработки металлов и сплавов (в соавторстве, 2009 г.), "Проектирование процессов листовой прокатки" (2018 г.), "Расчет, проектирование и применение прокатного оборудования" (2020 г.) и др.

Под его научным руководством и консультировании подготовлено и защищено 11 кандидатских и 4 докторские диссертации.

С 2009 г. Р.Л. Шаталов является действительным членом Европейской академии естественных наук (Германия), членом редколлегии научно-технических журналов "Металлург", "Технология металлов" и "Системные технологии", членом диссертационных советов при НИТУ "МИСиС" и МАИ.

В 2010 г. Р.Л. Шаталову присвоено почетное звание "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации".

Роман Львович обладает высокими человеческими качествами, является прекрасным педагогом, организатором науки и профессионалом своего дела.

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала сердечно поздравляют Романа Львовича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, успехов и дальнейшей плодотворной деятельности!**