ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 16 № 10 октябрь 2018

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.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК 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.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., 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

Кидалов Н.А., Осипова Н.А., Поташова И.Е., Алиев Д.О., Цыбранков В.А. Исследование свойств хромитово-кварцевой формовочной смеси 435
Лебедев В.А. Совершенствование механизированной дуговой сварки и наплавки легированных сталей с импульсной подачей электродной проволоки 440

Кузнечно-штамповочное производство

Воронцов А.Л., Карпов С.М. Повышение адекватности моделирования процессов обработки давлением путем учета упругих деформаций инструмента. 2. Учет упругой деформации штампа при описании процесса закрытой штамповки 444

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Показатели деформации в проходе волочения в зависимости от коэффициентов упрочнения материала проволоки и контактного трения 451

Материаловедение и новые материалы

Олунд К.Э.И.К., Лукович М., Вейдоу Д., Тувандер М., Офферман С.Э. Сравнение ультравысокопрочной и обычной высокопрочной сталей для изготовления крепежа: механические свойства при повышенной температуре и микроструктурные механизмы . . .462

Информация

Цирков П.А., Тялина Д.А., Хованская В.А. Особенности технологии восстановления валков станов горячей прокатки 474
Лисунец Н.Л. К 80-летию со дня рождения Юрия Анатольевича Зимина 477

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 – машиностроение и машиноведение; 05.04.00 – энергетическое, металлургическое и химическое машиностроение; 05.16.00 – металлургия и материаловедение 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.

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2018

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 16 № 10 October 2018

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.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
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 Rossi" **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

Kidalov N.A., Osipova N.A., Potashova I.E., Aliev D.O., Tsybrankov V.A. Study of properties of chromite-quartz moulding sand 435
Lebedev V.A. Improvement of mechanized arc welding and surfacing of deposited steels with pulse feeding of electrode wire 440

Forging and Stamping Production

Vorontsov A.L., Karpov S.M. Improvement of adequacy of plastic working processes modeling by accounting of elastic deformations of tool. 2. Account of elastic stain deformation at described of closed forging process 444

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N., Smirnov S.V. Deformation indices in drawing draft, depending on hardening coefficients of wire material and contact friction 451

Physical Metallurgy and New Materials

Ohlund C.E.I.C., Lukovic M., Weidow J., Thuvander M., Offerman S.E. Comparison between ultra-high-strength and conventional high-strength fastener steels: mechanical properties at elevated temperature and microstructural mechanisms 462

Information

Tsirkov P.A., Tyalina D.A., Khovanskaya V.A. Features of restoration technology of rolls of hot rolling mills 474
Lisunets N.L. To 80th anniversary of birth of Yu.A. Zimin 477

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: 05.02.00 – mechanical engineering and machine science; 05.04.00 – power, metallurgical and chemical mechanical engineering; 05.16.00 – metallurgy and material science and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2018

УДК 621.742.4

Н.А. Кидалов[1], Н.А. Осипова[1], И.Е. Поташова[1], Д.О. Алиев[2], В.А. Цыбранков[1]
([1]Волгоградский государственный технический университет, [2]ОАО "Волгограднефтемаш")

Исследование свойств хромитово-кварцевой формовочной смеси

Представлены результаты исследования свойств формовочной смеси смешанного состава песков (50 % хромитового, 50 % кварцевого). Цель исследования — удешевление стоимости формовочной смеси путем уменьшения доли хромитового песка с сохранением противопригарных свойств на оптимальном уровне. Полученные результаты соответствуют заданным показателям и имеют практическое значение.

Ключевые слова: песок хромитовый; песок кварцевый; формовочная смесь; пригар.

The results of study of the properties of moulding sand mixed composition of sands (50 % chromite, 50 % quartz) are presented. The purpose of the study — reduction the cost of moulding sand by reducing the proportion of chromite sand with preservation of anti-stick properties at optimum level. The results match the given parameters and have practical significance.

Keywords: chromite sand; quartz sand; moulding sand; burnt-on sand.

Пригар на отливках, особенно на насосном литье, является недопустимым дефектом. Однако он может быть вызван использованием для приготовления формовочных и стержневых смесей песков и глин с недостаточной огнеупорностью, к таковым относятся в частности кварцевые пески (ГОСТ 2138—91), на основе которых изготовляют формовочные и стержневые жидкостекольные смеси, отверждаемые на воздухе, тепловой сушкой или продувкой CO_2 в условиях серийного производства насосного литья.

Для предупреждения пригара формы окрашивают противопригарным покрытием или используют облицовочные смеси, включающие высококачественные кварцевые пески различной зернистости либо материалы высокой огнеупорности: цирконовые, олевиновые, хромитовые пески. В настоящее время для получения качественной поверхности стальных отливок широко применяют высокоогнеупорный хромитовый песок $FeO \cdot Cr_2O_3$ [1, 2].

Хромитовый песок имеет относительно высокую температуру плавления 2150 °С и относительно низкую температуру спекания 1100 °С, поэтому смеси на его основе сохраняют прочность при термическом ударе. Высокая теплопроводность и теплоаккумуляция хромитового песка обеспечивают равномерность кристаллизации отливки, а инертность к оксидам железа и плохая смачиваемость металлом предотвращают образование химического и механического пригара на отливке.

Указанные свойства хромитового песка являются основным критерием для выбора его в качестве технологического материала, но поскольку его стоимость значительно превышает стоимость кварцевого песка, это увеличивает себестоимость продукции. В этой связи целе-

сообразно рассмотреть возможность применения хромитового песка в сочетании с кварцевым песком.

При исследовании противопригарных облицовочных формовочных смесей для стального насосного литья в качестве наполнителей использовали хромитовый песок марки AFS 45-55 (ТУ 0741-001-23081308—12) и кварцевый песок Орловского месторождения (Волгоградская область) марки $5K_2O_203$.

Сравнительные характеристики и зерновые составы исследуемых песков приведены в табл. 1 и 2.

Исследование зернового состава песков показало, что более 70 % основной фракции песков сосредоточенно на трех ситах (см. выделение в табл. 2), соответственно исследуемые пески определяются как сосредоточенные, а коэффициент их однородности от 70 до 80 % (группа O_2 по ГОСТ 2138—91).

Химический состав исследуемых песков приведен в табл. 3.

На основе хромитового, кварцевого песков и в сочетании хромитового и кварцевого песков были изготовлены три формовочные смеси, составы которых представлены в табл. 4.

Физико-механические свойства смесей (табл. 5) соответствуют технологическим параметрам, обеспечивающим процесс изготовления форм. Выдержка образцов цилиндров из всех трех смесей в течение 2 и 24 ч на воздухе дает стабильное увеличение прочности при сжатии, это свидетельствует о том, что смеси самотвердеющие и сохраняют способность к заливке форм уже через указанные значения времени их выдержки на воздухе.

Смесь на хромитовом песке (№ 1) сразу после изготовления имеет прочность в 1,5 раза меньше, чем у двух других исследуемых смесей (№ 2 и 3), тем не менее такая прочность вполне достаточна для изготовления формы, что объясняется большой удельной поверхностью зерен хромитового песка в сравнении с кварцевым.

Образцы (восьмерки и цилиндры), изготовленные из исследуемых смесей и отвержденные при температуре 180 °С в течение 30 мин, были испытаны на разрыв и сжатие с высоким значением предела прочности.

Осыпаемость смеси на смешанных песках достаточно высокая (>1,0 %), объясняется это разными теплофизическими свойствами наполнителей. Гигроскопичность смесей в пределах ТУ (<0,5 %).

1. Характеристика кварцевых и хромитовых песков

Параметр	Кварцевый песок	Хромитовый песок
Насыпная плотность, г/см^3	1,5...1,9	2,6...2,9
Плотность, г/см^3	2,7	4,4
Температура плавления, °С	1713	2150
Концентрация водородных ионов pH	Кислая	Основная
Теплоаккумулирующая способность, Вт·с^{1,2}/(м^2·°С)	1280	2240
Форма зерна	От угловатой до полуокруглой	Угловатая
Потери при прогреве, %	0,1...0,4	0,1...0,2
Твердость по шкале Мооса	7	5,5
Относительная стоимость, ед.	1	5...8

2. Зерновой состав хромитовых/кварцевых песков

Размер ячейки сита, мм	Остаток на сите, %
0,710/1,0	0,16/2,2
0,500/0,63	7,12/8,2
0,355/0,4	**25,44/24,0**
0,250/0,315	**24,98/20,4**
0,180/0,20	**24,24/26,8**
0,125/0,16	12,72/8,0
0,090/0,1	4,96/4,0
> 0,090/0,063	2,38/1,8

3. Химический состав исследуемых песков, % мас.

Песок	Cr_2O_3	FeO	Fe_2O_3	Al_2O_3	MgO	SiO_2	Глинистая составляющая
Хромитовый	47,80	25,49	—	16,2	9,88	0,29	—
Кварцевый	—	—	0,4	—	—	98,0	1,0...2,0

4. Составы исследуемых смесей, мас.ч.

Номер смеси	Песок		Глина $КП1Т_1$	Жидкое стекло (ρ = 1,5 г/см^3)
	кварцевый $5К_2О_2О3$	хромитовый AFS 45-55		
1	—	91	3	6
2	91	—	3	6
3	45,5	45,5	3	6

Выбиваемость смесей определяли по остаточной прочности при сжатии образцов-цилиндров диаметром d = 50 мм и высотой h = 50 мм, отвержденных на воздухе в течение 24 ч, а затем прокаленных при температурах 800 и 1000 °С в течение 45 мин. Остаточная прочность смесей на хромитовом песке в 2 раза превышает этот показатель для смесей на кварцевом песке (табл. 6), что является отрицательным свойством, поскольку увеличивает трудоемкость выбивных операций.

Смесь на смешанных песках из-за присутствия 50 % хромитового песка имеет также высокую остаточную прочность при сжатии, но в то же время прослеживается тенденция к снижению данного показателя. Можно предположить, что использование различных органоминеральных добавок для понижения остаточной прочности и трудоемкости выбивных операций даст положительный результат (рис. 1).

Для выявления возможности получения стальных отливок без пригара проводили испытания разрабатываемых смесей в условиях заливки форм сталью 45Л. Была изготовлена литейная форма, состоящая из трех частей (рис. 2). Форму после изготовления выдерживали на воздухе в течение 24 ч, затем заливали сталью 45Л.

Из каждой части формы было получено две отливки. Нижние и верхние поверхности отливки и отслоившиеся части литейной формы показаны на рис. 3.

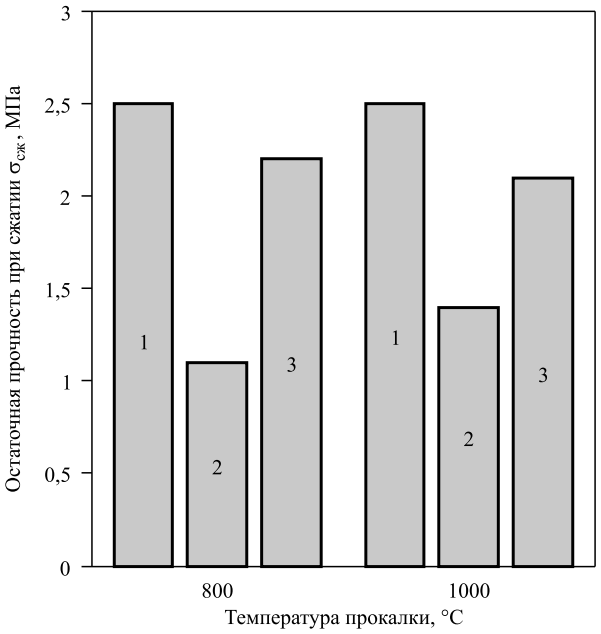
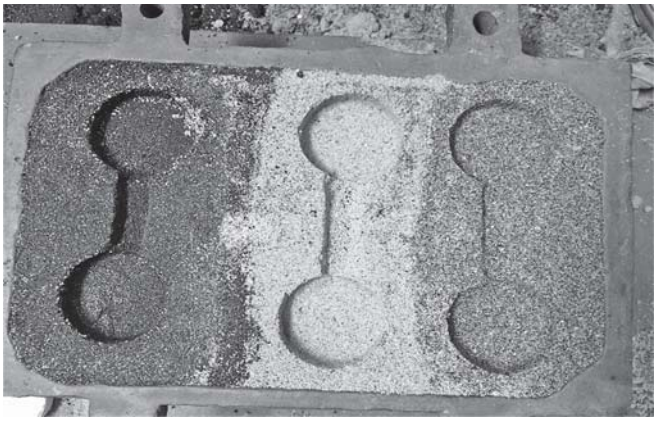


Рис. 1. Остаточная прочность смесей № 1—3 при сжатии

В результате проведенного эксперимента получены отливки без пригара в форме на хромитовом песке, несколько худший результат — в форме на смешанных песках, при этом более



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Литейная форма:

а — смесь на хромитовом песке; *б* — смесь на кварцевом песке; *в* — смесь на смешанных песках

5. Физико-механические свойства исследуемых смесей

Номер смеси	Влажность, %	Газопроницаемость, ед.	Предел прочности при сжатии $\sigma_{сж}$, МПа			Предел прочности на разрыв $\sigma_в$, МПа
			сразу после изготовления	через 2 ч	через 24 ч	
1	2	450	0,03	1,20	1,98	2,36
2	2	270	0,05	2,00	2,05	1,92
3	2	290	0,07	1,41	1,30	0,89

6. Технологические свойства исследуемых смесей

Номер смеси	Осыпаемость, %	Гигроскопичность, %	Остаточная прочность при сжатии $\sigma_{сж}$, МПа, при температуре, °С	
			800	1000
1	0,19	0,25	>2,5	>2,5
2	0,2	0,5	1,1	1,4
3	1,0	0,5	2,2	2,1

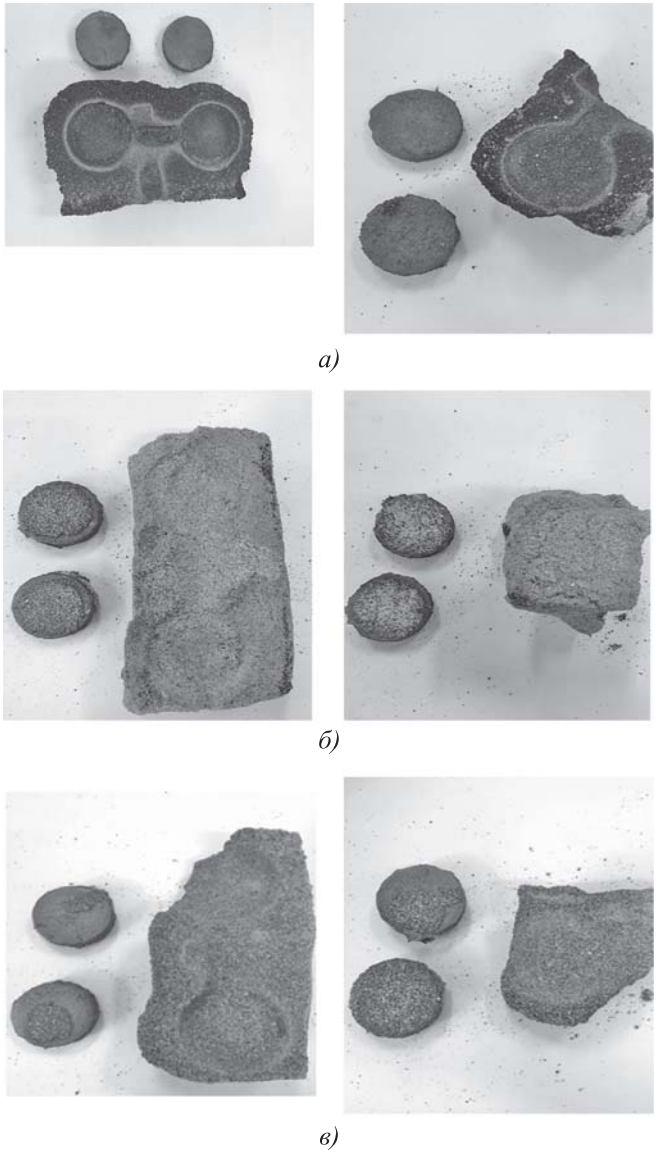


Рис. 3. Нижние (слева) и верхние (справа) поверхности отливки и отслоившиеся куски литейной формы:

а — смесь на хромитовом песке; *б* — смесь на кварцевом песке; *в* — смесь на смешанных песках

чистые поверхности у нижних поверхностей отливок, на верхних поверхностях наблюдаются усадка и пригар. Отливки в форме на кварцевом песке имеют пригар на верхней и нижней поверхностях.

Работу, затрачиваемую на очистку поверхности отливок от пригара, рассчитывали по формуле [3]:

$$A = mgh_д/S,$$

где m — масса израсходованной дроби, кг; g — ускорение свободного падения, м/с^2; $h_д$ — высота падения дроби, м; S — площадь поверхности отливки, очищенной от пригара, м^2.

Результаты испытаний приведены в табл. 7 и на рис. 4.

Затраты работы на очистку поверхности отливок, залитых в форму на хромитовом песке,

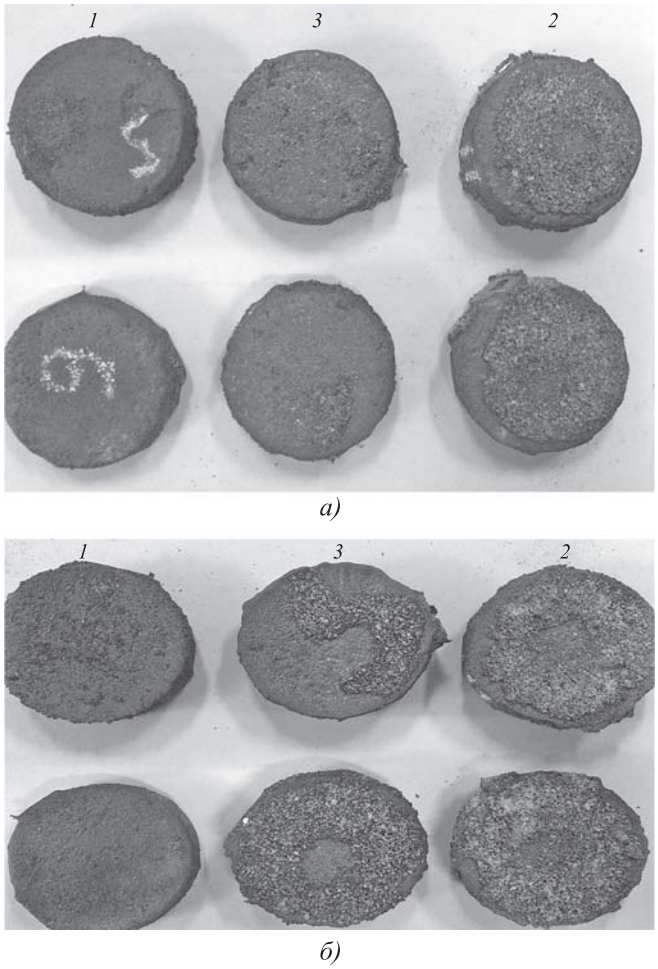


Рис. 4. Нижняя (*а*) и верхняя (*б*) часть отливок, полученных в формах после очистки дробью:

1 — смесь на хромитовом песке; *2* — смесь на кварцевом песке; *3* — смесь на смешанных песках

7. Результаты работы по отделению пригара

Номер смеси	Поверхность отливки	Номер образца	m, кг	d, м	S, м^2	A	$A_{ср}$
						кДж	
2	Нижняя	1	0,372	0,01	0,000079	46	53
		2	0,4	0,009	0,000064	61	
	Верхняя	1	0,372	0,01	0,000079	46	45
		2	0,6	0,013	0,00013	45	
3	Нижняя	1	0,6	0,017	0,00029	20	20
	Верхняя	1	0,6	0,014	0,00016	36	30
		2	0,6	0,015	0,00024	24	

незначительны, так как пригар на отливках практически отсутствует. На отливках, полученных на смешанных песках, пригар легкоотделимый; на очистку отливок в форме на кварцевом песке требуется в 2 раза больше работы, чем для отливок в форме на смешанных песках.

Результаты исследования подтверждают выдвинутое предположение о том, что при замещении в формовочной смеси 50 % хромитового песка на 50 % кварцевого песка противопригарные свойства смеси сохраняются, при этом остаточная прочность при сжатии снижается, что положительно влияет на выбиваемость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дружеский М.А.** Хромитовый песок марки Hevi-Sand® с улучшенными характеристиками / Литейное производство. 2011. № 5. С. 19—20.

2. **Хромитовый** песок, хромитовый концентрат. Режим доступа: www.ek-company.com/ru/minerals/hromity/index.html (дата обращения: 24.05.2018).

3. **Установка** для исследования образования пригара на Fe—C-сплавах / А.А. Рулев, Н.Б. Зубкова, Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова // Литейное производство. 2000. № 4. С. 29—30.

Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук, nich@vstu.ru;
Нионилла Александровна Осипова, канд. техн. наук;
Инна Евгеньевна Поташова, канд. экон. наук;
Денис Олегович Алиев, канд. техн. наук;
Вадим Александрович Цыбранков

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

УДК 621.791.927.5

В.А. Лебедев
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Совершенствование механизированной дуговой сварки и наплавки легированных сталей с импульсной подачей электродной проволоки

Рассмотрены вопросы, связанные с особенностями механизированной сварки и наплавки нержавеющих сталей с применением управляемой импульсной подачи электродной проволоки. Определено, что тенденции в формировании сварного соединения и наплавленного слоя, экономические характеристики такие же, как и при сварке-наплавке обычных конструкционных сталей. Установлено, что от типа свариваемой нержавеющей стали и применяемой электродной проволоки зависят количественные показатели влияния параметров импульсной подачи на характеристики соединения или наплавленного слоя.

Ключевые слова: сварка; наплавка; механизированное оборудование; легированные стали; управление переносом; импульсная подача.

Issues related to the features of mechanized welding and surfacing of stainless steels using controlled impulse feed of electrode wire are considered. It is determined that the tendencies in the formation of the welded joint and the deposited layer, economic characteristics are the same as in the welding-surfacing of conventional structural steels. It is established that the quantitative parameters of the influence of the impulse feed parameters on the characteristics of the joint or the welded layer depend on the type of stainless steel to be welded and the electrode wire used.

Keywords: welding; surfacing; mechanized equipment; alloy steels; transfer control; impulse feed.

Совершенствование процессов механизированной и автоматической дуговой восстанавливающей и упрочняющей наплавки плавящимся электродом — актуальная задача, которая решается рядом технологических и технических способов [1].

Основные направления совершенствования направлены на минимизацию проплавления основного металла и смешивания электродного металла, зачастую имеющего специальные свойства, с металлом обрабатываемой детали, а также на повышение эксплуатационных свойств детали в результате получения благоприятной структуры наплавленного металла. Для этого используют импульсные методы управления переносом электродного металла, реализуемые с помощью сварочного источника или механизма подачи электродной проволоки, одновременно с импульсными алгоритмами функционирования [2].

Известны результаты, получаемые при использовании управляемой импульсной подачи электродной проволоки, во время сварки и наплавки конструкционных углеродистых сталей обыкновенного качества (Ст3, 20 и им подобные) [3], а также конструкций из сплавов алюминия [4]. Однако остаются невыясненными вопросы, связанные со сваркой и наплавкой нержавеющих сталей, используемых при изготовлении конструкций различного назначения, а также многочисленных узлов разных инструментов. Интерес к такому типу сталей вызван и рядом их теплофизических особенностей.

Цель работы — выявление возможности совершенствования процессов сварки и наплавки нержавеющих сталей с использованием импульсных алгоритмов функционирования современных систем подачи электродной проволоки механизированного и автоматического оборудования для дуговой сварки и наплавки плавящимся электродом.

Дополнительная актуальность работы может определяться простотой реализации способа сварки и наплавки с управляемой импульсной подачей электродной проволоки даже в монтажных условиях, где другие способы менее доступны для применения или требуют применения дополнительных технических средств или технологических приемов.

В настоящее время разработаны достаточно совершенные системы подачи электродной проволоки на основе шаговых [5] и вентильных [6] компьютеризованных электроприводов. Как показали экспериментальные исследования, по совокупности реализуемых характеристик вентильные электроприводы имеют несколько лучшие показатели и поэтому при выполнении комплекса исследовательских работ по наплавке нержавеющих сталей были использованы системы подачи с вентильными электродвигателями.

Экспериментальная установка с точным поддержанием скорости наплавки и вылета электродной проволоки, на которой выполняли цикл работ по выявлению возможностей управляемой импульсной подачи при наплавке нержавеющих сталей, представлена на рис. 1.

В установке применен ряд специальных датчиков, позволяющих отслеживать важнейшие для процесса параметры, основные из которых следующие:

1) холловский датчик тока с широкой полосой пропускания;

2) инкрементальный датчик скорости подачи электродной проволоки, позволяющий с достаточной точностью определять параметры импульсов движения проволоки: частоту, скважность, амплитуду, а также при использовании сигнала в качестве обратной связи, вводимой в регулируемый электропривод механизма подачи, стабилизировать скорость подачи проволоки.

Наплавку осуществляли на стандартные образцы из нержавеющих сталей рекомендованной электродной проволокой типа Св06Х19Н9Т диаметром 1,2 мм. В качестве защитной среды использовали газ CO_2. На рис. 2 приведены характерные осциллограммы тока дугового процесса и скорости импульсной подачи электродной проволоки. Каждому импульсу подачи соответствует импульс короткого замыкания дугового промежутка. Очевидно, что процесс носит управляемый характер.

В экспериментах, проводимых по специально разработанной методике, определяли влияние регулируемой импульсной подачи на формирование наплавленного валика, проплавление основного металла. На рис. 3 даны сравнительные фотографии наплавленных валиков при неизменной скорости подачи и при ее импульсном движении. Режим наплавки: ток ≈200 А, напряжение 25...30 В.

На рис. 4 показаны макрошлифы сравнительных наплавок при обычной и импульсной подаче электродной проволоки с разными значениями скважности и частоты. Очевидна возможность получения широкого диапазона управления параметрами наплавленного ва-

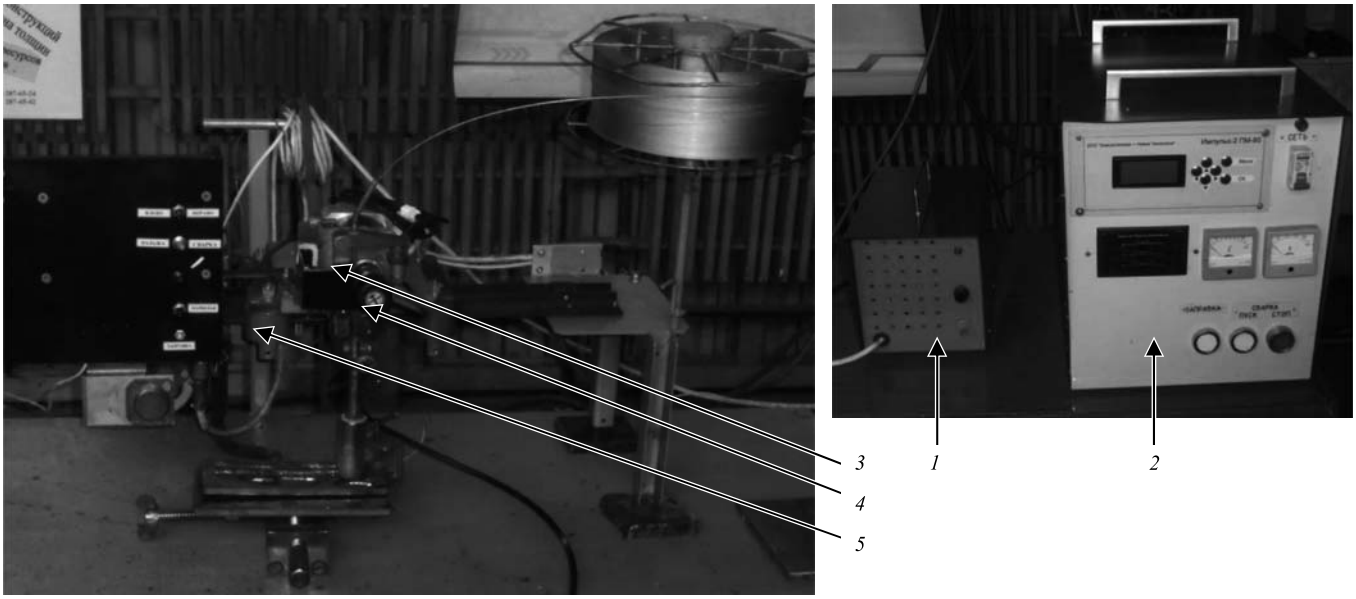


Рис. 1. Экспериментальная установка для изучения влияния импульсной подачи электродной проволоки на сварку и наплавку нержавеющих сталей:

1 — блок питания; *2* — система управления; *3* — механизм подачи электродной проволоки; *4* — датчик скорости подачи проволоки; *5* — механизм сварочного перемещения

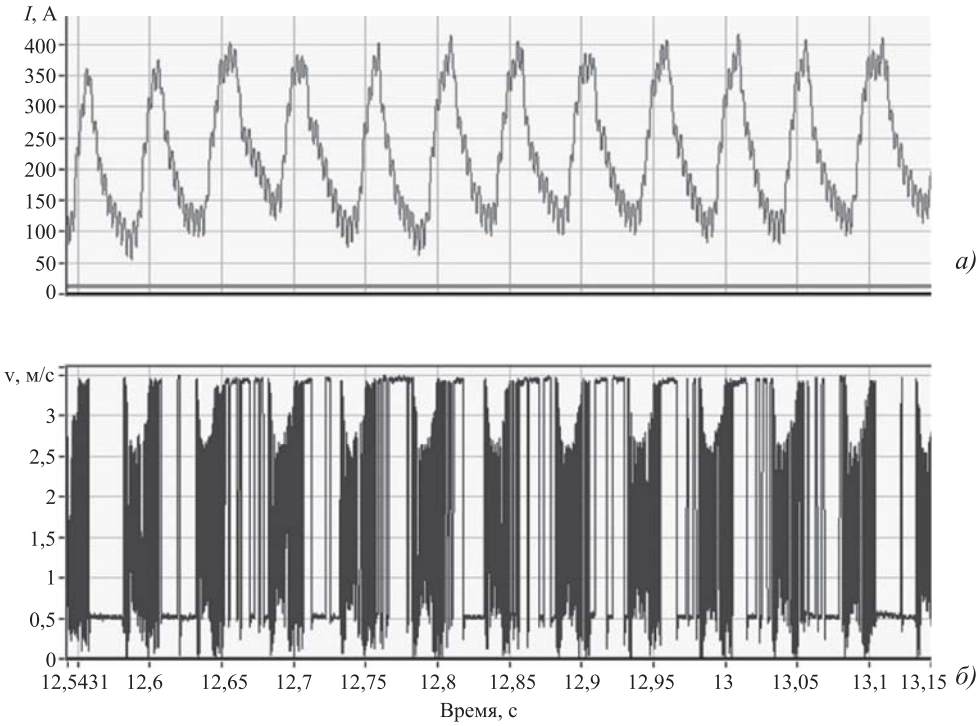


Рис. 2. Осциллограммы тока и скорости подачи электродной проволоки:
а — ток процесса; *б* — скорость импульсного движения проволоки

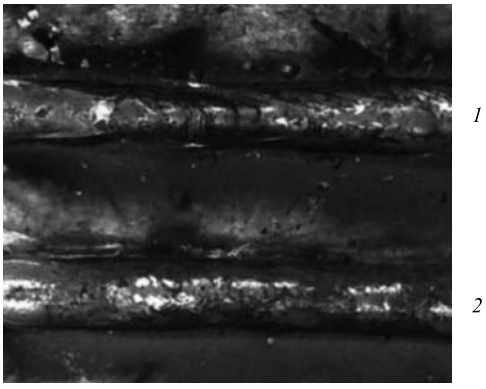


Рис. 3. Наплавленные валики при непрерывной (*1*) и импульсной (*2*) подаче электродной проволоки

лика и проплавления основного металла, что важно для получения разного вида швов и для восстанавливающей и упрочняющей наплавки с обеспечением большего объема электродного металла со специальными свойствами.

Особо следует отметить значительное снижение потерь электродного металла на угар и разбрызгивание (в 2—3 раза), а также уменьшение потерь электродного металла. Эти экономические показатели сварочно-наплавочных процессов с управляемой импульсной подачей электродной проволоки изменяются в большей степени от параметров импульсной

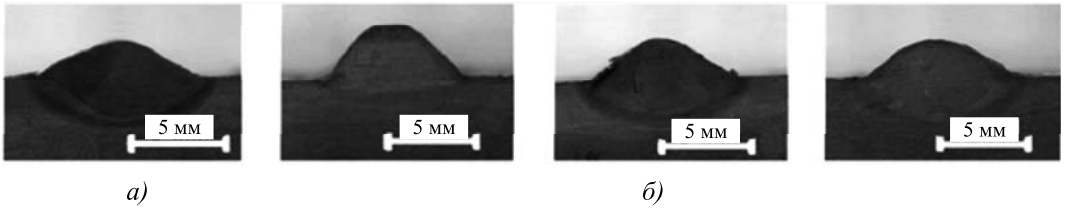


Рис. 4. Изменения геометрических размеров шва при различных параметрах импульсной подачи:
а — обычная подача; *б* — импульсная подача

подачи и в меньшей — от марок нержавеющей стали и электродных проволок.

Для сравнительной оценки воздействия импульсной подачи на характеристики и результаты сварки и наплавки нержавеющих сталей при экспериментальной работе использовали другие типы электродных проволок, в том числе и порошковых самозащитных. Определено, что тенденции в формировании шва и наплавленного валика, а также проплавление и экономические показатели имеют те же тенденции, что и обычные конструкционные стали. Отличия состоят только в количественных показателях.

Теплофизические свойства, в частности теплоплопроводность, многих нержавеющих сталей существенно (до 2 раз) ниже, чем у обычных низкоуглеродистых сталей, применяемых во многих распространенных типах конструкций. Увеличение прогрева ухудшает защитные свойства нержавеющего материала. Следовательно, применение при сварке и наплавке управляемой импульсной подачи способствует улучшению структуры и механических свойств сварных швов и наплавленных слоев в большей степени, чем при работе с конструкциями из низкоуглеродистых сталей.

Полученные результаты при сварке и наплавке нержавеющих сталей с использованием управляемой импульсной подачи электродной проволоки дают основание для возможности применения этого способа сварки в промышленном производстве с получением значимых эффектов.

Выводы

1. Сварка и наплавка нержавеющих сталей соответствующими электродными проволоками механизированным способом с применением управляемой подачи имеют практически все те же особенности, что и обычные конструкционные стали.

2. Значительное число марок нержавеющих сталей, применяемых в различных конструкциях, в том числе и специальных (агрессивные среды, пищевые продукты, низкотемпературные и высокотемпературные условия эксплуатации), требуют большого числа экспериментальных исследований с результатами, соответствующими конкретной марке электрода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** технологических режимов сварки на физико-механические характеристики металла различных зон сварных соединений низколегированной стали / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Сараев, С.М. Задворкин, Е.А. Путилова // Вопросы материаловедения. 2015. № 1. С. 120—126.

2. **Использование** механических импульсов для управления процессами автоматической и механизированной сварки плавящимся электродом / Б.Е. Патон, В.А. Лебедев, С.И. Полосков, И.В. Лендел // Сварка и диагностика. 2013. № 6. С. 16—20.

3. **Лебедев В.А.** Особенности сварки сталей с импульсной подачей электродной проволоки // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 30—35.

4. **Лебедев В.А.** Энерго- и ресурсосберегающие технологии с использованием оборудования для сварки, наплавки и резки сталей и алюминия // Энерго-и ресурсосбережение в промышленности, энергетике и на транспорте: тр. междунар. науч.-практ. конф. "Экология окружающей среды—2008". Киев, 2008. С. 59—63.

5. **Lededev V.A., Dragan S.V., Trunin K.K.** Automatic submerged with pulsed electrode wire using a stepping motor // Welding International. March 2017. Vol. 31. № 2. P. 145—150.

6. **Лебедев В.А., Рымша В.В., Радимов И.Н.** Современные вентильные электроприводы в системах механизированного сварочного оборудования // Електромашинобудування та Електрообладнання. Київ: Техніка, 2009. Вип. 74. С. 22—24.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
valpaton@ukr.net

УДК 621.7

А.Л. Воронцов, С.М. Карпов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Повышение адекватности моделирования процессов обработки давлением путем учета упругих деформаций инструмента. 2. Учет упругой деформации штампа при описании процесса закрытой штамповки

На примере закрытой объемной штамповки показана необходимость учета упругих деформаций инструмента для адекватного описания основных особенностей данного процесса обработки давлением.

Ключевые слова: упругие деформации инструмента; закрытая объемная штамповка.

On the example of closed volume stamping, it is shown that it is necessary to take into account the elastic deformations of the tool for adequate description of the main features of such plastic working process.

Keywords: elastic deformations of tool; closed volumetric punching.

Данная статья является продолжением работы [1]. Напомним, что используем относительные значения геометрических параметров, отнесенные к радиусу пуансона $r = 1$, и относительные значения силовых параметров и напряжений, отнесенные к среднему по очагу пластической деформации напряжению текучести σ_s, которое можно определить по методикам, подробно изложенным в работах [2—4].

Для дополнительной демонстрации важности учета упругой деформации инструмента рассмотрим варианты процесса закрытой штамповки.

Начнем с закрытой калибровки, являющейся характерным частным случаем закрытой штамповки. Закрытой калибровкой называется операция уточнения размеров и формы исходной заготовки, в завершающий момент которой возможность свободного течения материала заготовки предельно ограничена [5]. При такой калибровке заготовку помещают в замкнутую полость штампа и деформируют до получения требуемых размеров и формы.

Начальная стадия процесса (рис. 7, *а*) ничем не отличается от открытой осадки. Следующая стадия начинается после соприкосновения бочкообразной поверхности заготовки со стенкой матрицы (рис. 7, *б*, слева). Так как матрица препятствует радиальному течению металла заготовки, то пластическая деформация в области контакта с матрицей практи-

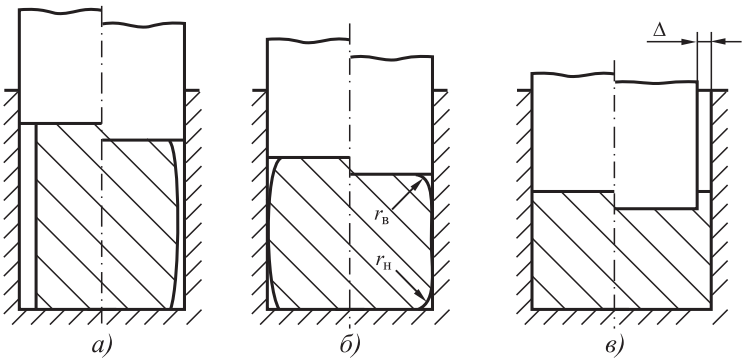


Рис. 7. Стадии закрытой калибровки

чески прекращается, сосредотачиваясь в верхней и нижней областях течения в незаполненные углы штамповой полости, образованные радиусами закругления торцов заготовки $r_в$ и $r_н$ (рис. 7, *б*, справа). При дальнейшем перемещении пуансона происходит полное заполнение штамповой полости (рис. 7, *в*, слева), после чего металл начинает вытекать в зазор Δ между пуансоном и матрицей, образуя тонкий торцевой заусенец (рис. 7, *в*, справа).

Поскольку в малоотходной штамповке пуансон и выталкиватель, как правило, контактируют с матрицей по скользящей посадке [6], то конструктивный зазор между ними очень мал и может увеличиваться только вследствие износа инструмента. Поэтому основную роль в появлении торцового заусенца играет зазор, образованный упругим расширением матрицы под действием высокого радиального давления со стороны деформируемой заготовки.

Закрытая калибровка представляет собой объемную штамповку в закрытых штампах, теории которой посвящена работа [7], а основные теоретические результаты данной работы изложены также в учебнике [8]. Исследования работы [7] не обладают теоретической цельностью, поскольку являются соединением решения инженерным методом с решением плоской задачи методом линий скольжения. Результаты этих исследований нельзя использовать для расчета параметров закрытой калибровки, так как они имеют невысокую точность и не дают ответа на важнейшие технологические вопросы.

Известные формулы получены только для максимального трения и конкретного коэффициента трения не учитывают. Если провести расчет по формуле (7.88а) [8] в обозначениях рис. 8

$$q = 2,85 + R^2\left[1,48\ln\frac{R}{1,71(R-1)} + 5,06\frac{R-1}{R} - 2,16\frac{(R-1)^2}{R^2} - 2,22\right], \quad (25)$$

то для стадии выдавливания заусенца (см. рис. 7, *в*) при отношении диаметра полости к диаметру пуансона, равном 1,1, получим значение удельной силы $q = 4,032$. Однако при максимальном трении экспериментальное значение соответствующей удельной силы $q_э = 5$ [9], что на 25 % выше расчетного.

По заданному радиусу закругления верхнего торца заготовки $r_в$ (см. рис. 7, *б*) можно определить силу, которую необходимо приложить к заготовке для достижения требуемого результата. Однако из-за трения боковой поверхности осаживаемой заготовки о матрицу на нижний торец заготовки будет действовать меньшая сила, чем на верхний, вследствие чего радиус закругления нижнего торца заготовки $r_н$ будет больше верхнего. Ответа на вопрос, какова будет величина $r_н$ при достижении требуемой величины $r_в$ (т.е. войдет ли величина $r_н$ в поле допуска), существующая теория не дает.

Известная формула для определения q [8] содержит член

$$1,5\ln\frac{1,5h}{2r_в}, \quad (26)$$

который показывает, что удельная сила калибровки при $r_в = 0$ равна ∞. Следовательно, по известной теории острую кромку на торце заготовки (см. рис. 7, *в*, слева) с последующим образованием торцового заусенца (см. рис. 7, *в*, справа) получить принципиально невозможно. Однако это противоречит практике, показывающей возможность получения острой кромки и торцового заусенца.

Известная теория не рассматривает вопрос перехода от радиусного торца $r_в$ (см. рис. 7, *б*) к образованию заусенца (рис. 7, *в*), тем не менее рассматривает определение удельной силы при выдавливании заусенца в зазор Δ. При этом необходимая для расчетов величина Δ считается заданной. Но в действительности величина зазора технологу неизвестна, а существующая теория на вопрос, как эту величину определить, ответа не дает.

При определении удельной силы выдавливания заусенца в зазор известная теория использует устаревшее представление о том, что высота очага пластической деформации при выдавливании равна 0,2 диаметра пуансона. Это значение принято в качестве критерия разделения поковок на высокие и низкие [8], т.е. в качестве критерия разделения выдавливания на свободное и стесненное. В действительности высота очага пластической деформации при выдавливании зависит от зазора истечения [9]. При малом зазоре высота очага будет иметь тот же порядок малости. Вследствие этого при закрытой штамповке высота заготовки всегда будет больше высоты естественного очага пластической деформации. Поэтому в реальной практике закрытой калибровки будет реализовываться только случай свободного выдавливания.

Аналогичные рассмотренным процессы имеют место не только при закрытой калибровке, но и в окончательный момент закрытой объемной штамповки поковок любого типа. Сила в конце штамповки является максимальной и определяет мощность кузнечно-штамповочного оборудования, необходимого для успешной реализации процесса штамповки. Таким образом, актуально создание теории закрытой объемной штамповки без перечисленных выше недостатков и пригодной для практических расчетов.

Расчетная схема, соответствующая стадии закрытой штамповки, начинающейся после соприкосновения боковой поверхности заготовки с матрицей, показана на рис. 8.

Относительный радиус матрицы R учитывает возможный конструктивный зазор. Поскольку при малоотходной штамповке пуансон контактирует с матрицей по скользящей посадке, то возможно и значение $R = 1$, соответствующее полному отсутствию исходного зазора. При использовании изложенной далее теории принятие такого значения обеспечивает получение расчетных значений силовых параметров штамповки с некоторым запасом.

Для создания теории, позволяющей описать реальные процессы, происходящие при закрытой штамповке, необходимо учитывать упругую деформацию матрицы, а не считать ее абсолютно жесткой, как в известных решениях.

В начале рассматриваемой стадии удельные силы, необходимые для осуществления осадки, сравнительно невелики. Соответственно невелико будет и радиальное перемещение поверхности матрицы от давления, действующего на нее со стороны области 3 (см. рис. 8). Поэтому до определенного момента в области 3 будут только упругие деформации, а пластические деформации сосредоточатся в областях 1 и 2, где металл имеет возможность свободного радиального течения. Высоты данных областей определяются соответственно радиусами r_1 и r_2. Укажем, что радиусная форма боковых границ областей 1 и 2 введена для наглядности, а не в виде необходимого допущения, требующегося для известных теорий (в работе [7] принято, что данная поверхность радиусная, а в работе [10] — коническая).

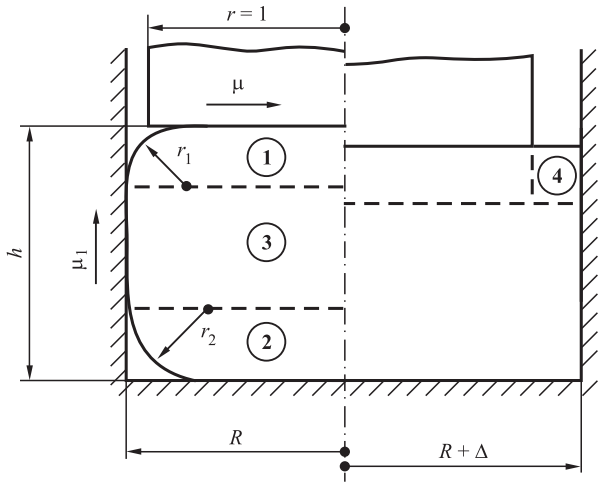


Рис. 8. Расчетная схема закрытой калибровки

Поскольку общее кинематически возможное выражение радиальной скорости

$$v_\rho = \frac{\partial f(z)}{\partial z}\frac{\rho}{2} \tag{27}$$

позволяет описать любую поверхность, то получаемые ниже формулы не будут зависеть от конкретной формы поверхности в областях 1 и 2. Таким образом, в рассматриваемой постановке r_1 и r_2 — высоты пластических областей со свободным радиальным течением, независящие от конкретной формы их боковой поверхности.

Так как активная сила прикладывается пуансоном к верхней области 1, то силу процесса калибровки на рассматриваемой стадии определяет удельная сила, необходимая для пластической деформации данной области. Учитывая предельное трение на границе между областями 1 и 3, по формуле (13.24) [5] получаем

$$q = 1 + \frac{(\mu + 0,5)R}{4r_1}. \tag{28}$$

Аналогично удельная сила, необходимая для пластической деформации области 2, определена выражением

$$q_2 = 1 + \frac{(\mu + 0,5)R}{4r_2}. \tag{29}$$

Для определения величины r_2 следует составить уравнение равновесия сил, учитывающее силу трения между матрицей и областью 3:

$$\pi R^2\left[1 + \frac{(\mu + 0,5)R}{4r_1}\right] = \\ = \pi R^2\left[1 + \frac{(\mu + 0,5)R}{4r_2}\right] + 2\pi R(h - r_1 - r_2)\mu_1. \tag{30}$$

Решив это уравнение, найдем, что

$$r_2 = \frac{k}{2} + \sqrt{\frac{k^2}{4} + \frac{(\mu + 0,5)R^2}{8\mu_1}}, \qquad (31)$$

где

$$k = \frac{8\mu_1(h - r_1)r_1 - (\mu + 0,5)R^2}{8\mu_1 r_1}. \qquad (32)$$

При определении натурального значения силы закрытой штамповки по формуле

$$P = \frac{\pi d^2}{4}\sigma_s q, \qquad (33)$$

где d — натуральный (т.е. не относительный) диаметр пуансона, с использованием формулы (28) необходимо учитывать упрочнение, которое получит материал заготовки в момент окончания калибровки. Если пренебречь упрочнением ввиду малости накопленной деформации и использовать для расчетов начальное значение напряжения текучести, то это приведет к значительному занижению результатов расчета [1], поскольку интенсивность упрочнения металлов в области малых деформаций — максимальная.

Пример 2. При закрытой калибровке омыленной заготовки из стали 15Х с исходными диаметром 45 мм и высотой 58 мм до диаметра 46 мм, высоты 56 мм и радиуса верхней фаски 5 мм экспериментальное значение силы $P_э$ = = 1080 кН [6]. Требуется определить теоретическое значение силы калибровки и сравнить его с экспериментальным.

Решение. По формуле [6]

$$e_i = 2\ln\frac{d}{d_0} \qquad (34)$$

находим накопленную деформацию e_i = = 2ln(46/45) = 0,044. Поскольку деформации при калибровке малы, то найденное значение можно использовать независимо от того, для каких деформаций, логарифмических или относительных, построена кривая упрочнения калибруемого материала. С учетом этого по кривой упрочнения стали 15Х (рис. 9) (соответствует кривой *1*, приведенной на рис. 42 справочника [6]), определяем напряжение текучести σ_s = = 410 МПа. С учетом используемой при холодной калибровке качественной смазки принимаем коэффициент пластического трения μ = 0,1 [11].

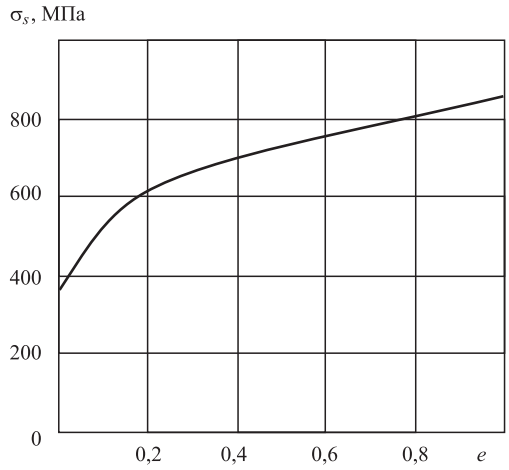


Рис. 9. Кривая упрочнения стали 15Х

Ввиду того, что в формуле (28) для вычисления удельной силы закрытой калибровки используется отношение R/r_1, то в нее можно подставлять натуральные значения указанных величин, не переводя их в относительные: q = 1 + (0,1 + 0,5)23/(4·5) = 1,690. Далее по формуле (33), в которую подставляем диаметр $d = 46 \cdot 10^{-3}$ м, находим натуральное значение силы закрытой калибровки: P = 1152 кН. Таким образом, расхождение δ = 6,3 %.

Пример 3. При закрытой калибровке омыленной заготовки из стали 20 с исходными диаметром 30 мм и высотой 38 мм до диаметра 34 мм, высоты 31 мм и радиуса верхней фаски 3 мм экспериментальное значение силы $P_э$ = 910 кН [6]. Требуется определить теоретическое значение силы калибровки и сравнить его с экспериментальным.

Решение. По формуле (34) находим накопленную деформацию e_i = 2ln(34/30) = 0,250. По кривой упрочнения стали 20, показанной на рис. 4 [1], определяем напряжение текучести σ_s = 600 МПа. Принимаем μ = 0,1. По формуле (28) вычисляем удельную силу закрытой калибровки: q = 1 + (0,1 + 0,5)17/(4·3) = 1,850. Далее по формуле (33), в которую подставляем диаметр $d = 34 \cdot 10^{-3}$ м, вычисляем силу закрытой калибровки: P = 1008 кН. Таким образом, расхождение δ = 9,7 %.

Пример 4. В результате калибровки необходимо получить цилиндрическую заготовку диаметром и высотой 20 мм с радиусом верхней фаски 2 мм. Требуется определить, какой при этом получится радиус нижней фаски.

Решение. Принимая радиус пуансона равным радиусу матрицы, т.е. 10 мм, переводим

заданные размеры в относительные величины: $R = 1$; $h = 2$; $r_1 = 0{,}2$. При $\mu = \mu_1 = 0{,}1$ по формуле (31) находим $r_2 = 0{,}33$. Таким образом, натуральное значение нижней фаски $0{,}33 \cdot 10 = 3{,}3$ мм.

Если решить тот же пример для заготовки высотой 10 мм, т.е. $h = 1$, то получим $r_2 = 0{,}24$. Натуральное значение нижней фаски станет равно 2,4 мм. Сравнивая данный результат с предыдущим, можно сделать вывод: *чем ниже высота калиброванной заготовки, тем ближе друг к другу значения верхней и нижней фасок.*

Формула (28) показывает, что по мере развития пластической деформации и уменьшения радиуса r_1 удельная сила калибровки будет увеличиваться. При этом будет повышаться и радиальное давление на матрицу со стороны области 3. В результате упругое расширение матрицы значительно возрастет, что приведет к возникновению в области 3 пластических деформаций в виде осадки с боковым подпором. Зазор между пуансоном и матрицей станет увеличиваться, а очаг пластической деформации, соответствующий осадке в области 1, станет постепенно преобразовываться в очаг пластической деформации, соответствующий обратному выдавливанию и включающий кольцевую область 4 (см. рис. 8, справа). Так как при выдавливании осевая скорость течения в области 4 направлена вверх и повышается в направлении периферии [9], то это приведет к исчезновению радиусной поверхности r_1 и образованию острой кромки. При продолжении деформации начнутся выдавливание металла в зазор и образование заусенца толщиной Δ, показанное на рис. 7, *в*, справа.

На стадии наличия трех областей пластической деформации, в двух из которых — осадка со свободным радиальным течением, а в третьей — осадка с боковым подпором со стороны матрицы, анализ сводится к сложной вариационной задаче. В решении данной задачи нет практической необходимости, поскольку достаточно рассмотреть ее конечный этап — момент образования острой кромки (см. рис. 8, справа). В этот момент всю высоту заготовки занимает область осадки с боковым подпором со стороны матрицы, характеризуемым давлением $p_м$.

Ввиду того, что упругий зазор $\Delta = 0{,}003...0{,}02$ (табл. 4) пренебрежимо мал по сравнению с $R \geqslant 1$, здесь и далее в формулы подставляем R, а не $R + \Delta$. Зазор Δ будем вводить только в те члены выражений, где его учет дает значимый результат.

Согласно [5] выражение для определения удельной силы осадки с боковым подпором имеет вид

$$q_п = 1 + \frac{\mu R}{2h} + p_м. \qquad (35)$$

Подставляя выражение (4) [1] в равенство (35), получаем окончательную формулу для определения удельной силы осадки с боковым подпором:

$$q_п = 1 + \frac{\mu R}{2h} + \frac{\Delta E\left(R_н^2 - R^2\right)}{\sigma_s R\left[(1-\nu)R^2 + (1+\nu)R_н^2\right]}. \qquad (36)$$

Если матрица выполнена из стали, то модуль упругости $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, а коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}3$. Учитывая также рекомендацию выбирать $R_н = 4R$ [6], выражение (36) можно конкретизировать в следующем виде:

$$q_п = 1 + \frac{\mu R}{2h} + \frac{140\ 000\Delta}{\sigma_s R}. \qquad (37)$$

В соответствии [9] удельная сила начала обратного выдавливания заусенца в зазор определяется выражением

$$q_в = 2{,}2 + 1{,}1 \ln R + \\ + 0{,}778\sqrt{\frac{(0{,}5+\mu)(1+2\mu_1 R)}{(R+\Delta)^2 - 1}}. \qquad (38)$$

Поскольку рассматриваем момент перехода от образования острой кромки при осад-

4. Зависимости упругого расширения матрицы Δ и относительной удельной силы закрытой калибровки q от напряжения текучести материала заготовки σ_s при $\mu = \mu_1 = 0{,}1/\mu = \mu_1 = 0{,}3$

Параметр	Напряжение текучести σ_s, МПа											
	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600
Δ	0,003/0,004	0,005/0,006	0,007/0,008	0,009/0,010	0,010/0,012	0,012/0,014	0,013/0,015	0,014/0,017	0,016/0,018	0,017/0,020	0,018/0,021	0,019/0,023
q	10,27/11,99	8,44/9,90	7,65/8,91	7,12/8,28	6,74/7,80	6,48/7,47	6,26/7,20	6,07/6,95	5,91/6,77	5,76/6,59	5,63/6,45	5,53/6,33

ке с боковым подпором к выдавливанию заусенца, то соответствующее данному моменту упругое расширение матрицы Δ можно найти из условия

$$q_{\text{п}} = q_{\text{в}}. \qquad (39)$$

Ввиду того, что уравнение (39) с учетом выражений (37) и (38) является биквадратным, его необходимо решать численным методом. В результате решения определяем также и удельную силу калибровки $q = q_{\text{п}} = q_{\text{в}}$.

Результаты численного расчета относительных значений упругого расширения матрицы и удельной силы закрытой калибровки до получения острой кромки при $R = 1$ и $h = 2$ представлены в табл. 4.

Расчеты показали, что в области практических значений $h = 0{,}3...5{,}0$ указанные параметры калибровки фактически не зависят от высоты h. Например, при $\mu = \mu_1 = 0{,}1$ и $\sigma_s = 300$ МПа для $h = 0{,}3$ получены значения $\Delta = 0{,}012$ и $q = 6{,}53$, а для $h = 5{,}0$ — $\Delta = 0{,}012$ и $q = 6{,}47$, т.е. значения удельной силы отличаются друг от друга менее чем на 1 %.

Из принципа минимума энергии деформации следует, что переход от модели, показанной на рис. 8, слева, к модели, показанной на рис. 8, справа, определяется сравнением с табличным значением удельной силы калибровки, определяемой по формуле (28), которую можно использовать до значений радиуса r_1, при которых вычисленная удельная сила будет меньше табличной.

Пример 5. При закрытой калибровке до получения острой кромки на омыленной заготовке из стали 20 с исходными диаметром 22 мм и высотой 30,5 мм до диаметра 23 мм и высоты 28 мм экспериментальное значение силы составило $P_{\text{э}} = 1050$ кН [6]. Требуется определить теоретическое значение силы калибровки и сравнить его с экспериментальным.

Решение. По формуле (34) находим накопленную деформацию $e_i = 2\ln(23/22) = 0{,}089$. По кривой упрочнения стали 20 (см. рис. 4 [1]) определяем напряжение текучести $\sigma_s = 470$ МПа. Принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По табл. 4 находим удельную силу закрытой калибровки: $q = 5{,}8$. Далее по формуле (33) вычисляем силу закрытой калибровки: $P = 1131$ кН. Таким образом, расхождение $\delta = 7{,}2$ %.

Если решить эту задачу, учитывая конструктивный зазор между пуансоном и матрицей, равный 0,05 мм на радиус, т.е. приняв радиус пуансона 11,45 мм и соответственно $R = 11{,}5/11{,}45 = 1{,}004$ (вместо $R = 1$), то в результате численного решения уравнения (39) можно найти, что $\Delta = 0{,}015$, а $q = 5{,}525$. Соответствующая сила закрытой калибровки будет равна $P = 1078$ кН, а расхождение $\delta = 2{,}6$ %. Таким образом, уточнение расчетного значения силы закрытой калибровки будет сравнительно небольшим. Вместе с тем сопоставление с предыдущим расчетом показало, что увеличение конструктивного зазора между пуансоном и матрицей повышает вероятность более раннего (т.е. при достижении меньшей силы) образования торцового заусенца.

Пример 6. При закрытой калибровке до получения острой кромки на омыленной заготовке из отожженной стали 15Х с исходными диаметром 26 мм и высотой 40 мм до диаметра 26,3 мм и высоты 39 мм экспериментальное значение силы составило $P_{\text{э}} = 1350$ кН [6]. Требуется определить теоретическое значение силы калибровки и сравнить его с экспериментальным.

Решение. По формуле (34) находим накопленную деформацию $e_i = 2\ln(26{,}3/26) = 0{,}024$. По кривой упрочнения стали 15Х (см. рис. 9), определяем напряжение текучести $\sigma_s = 400$ МПа. Принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По табл. 4 находим удельную силу закрытой калибровки: $q = 6{,}07$. Далее по формуле (33) вычисляем силу закрытой калибровки: $P = 1318$ кН. Таким образом, расхождение $\delta = 2{,}4$ %.

Пример 7. При закрытой калибровке до получения острой кромки на фосфатированной и омыленной заготовке из стали 20 с исходными диаметром 17 мм и высотой 34,5 мм до диаметра 17,5 мм и высоты 33 мм экспериментальное значение силы составило $P_{\text{э}} = 600$ кН [6]. Требуется определить теоретическое значение силы калибровки и сравнить его с экспериментальным.

Решение. По формуле (34) находим накопленную деформацию $e_i = 2\ln(17{,}5/17) = 0{,}058$. По кривой упрочнения стали 20 (см. рис. 4 [1]), определяем напряжение текучести $\sigma_s = 430$ МПа. Принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По табл. 4 находим удельную силу закрытой калибровки: $q = 5{,}95$. Далее по формуле (33) вычисляем силу закрытой калибровки: $P = 615$ кН. Таким образом, расхождение $\delta = 2{,}4$ %.

Существует неверное положение: для определения силы калибровки необходимо учитывать упругие деформации силового механизма пресса, а также упругие деформации частей штампа, на которые опирается заготовка. Здесь ошибочно смешаны два разных понятия: сила, требуемая для калибровки заготовки до заданных размеров, и сила, возникающая при калибровке с недоштамповкой до заданных размеров, обусловленной перечисленными деформациями.

Сила, которая требуется не только для калибровки, но и для любой другой пластической деформации заготовки до заданных размеров, определяется только параметрами самой пластической деформации и от указанных упругих деформаций оборудования не зависит. Например, сила, требуемая для испытания образца на растяжение, никак не будет зависеть от жесткости того или иного оборудования, которое можно использовать для проведения испытания.

Таким образом, если для калибровки применяют гидравлический пресс, то его можно настроить на окончание процесса деформации при достижении определенной силы. Это гарантирует соответствующее этой силе определенное формоизменение заготовки. Но при использовании кривошипного пресса задать в нем определенную силу окончания процесса нельзя, а для обеспечения требуемого формоизменения надо выбрать расстояние между нижним положением ползуна и поверхностью штампа, на которую опирается заготовка.

Допустим, что для выполнения требуемой калибровки необходимо осадить заготовку на 2 мм. Если выбрать нижнее положение ползуна, соответствующее 2 мм хода осадки, то части штампа и стола пресса, являющиеся опорой заготовки, из-за большой силы калибровки могут сжаться, например, на 0,4 мм. На такое же значение заготовка опустится вниз как жесткое целое. Та же сила обусловит и упругое сжатие пуансона и деталей ползунного механизма пресса, например, на 0,6 мм. На соответствующее значение торец пуансона не дойдет до требуемого положения. В результате заготовка будет осажена не на 2 мм, а только на 1 мм, и, следовательно, сила калибровки будет меньше из-за того, что при этом требуемый геометрический результат калибровки получен не будет.

Таким образом, учет упругой деформации оборудования не позволит уточнить значение силы, требующейся для выполнения калибровки заготовки до заданных размеров, но может позволить уточнить выбор нижнего положения ползуна кривошипного пресса, гарантирующий получение требуемого формоизменения.

Вывод. Проведенные математические исследования и сравнение их результатов с экспериментальными данными показали значительное повышение точности технологических расчетов при учете в соответствующих случаях упругих деформаций инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воронцов А.Л., Карпов С.М.** Повышение адекватности моделирования процессов обработки давлением путем учета упругих деформаций инструмента. 1. Выдавливание стаканов из упрочняющегося материала // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Том 16. № 9. С. 401—408.
2. **Воронцов А.Л.** Некоторые проблемы механики деформируемого твердого тела и ее технологических приложений. 9. Степень деформации и накопленная деформация. Деформированное состояние заготовки и учет упрочнения при осадке и вдавливании в полупространство. Ч. 1 // Производство проката. 2011. № 2. С. 41—48.
3. **Воронцов А.Л.** Методические указания по аппроксимации кривых упрочнения // Производство проката. 2001. № 3. С. 21—25.
4. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Аппроксимация кривых упрочнения металлов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2002. № 6. С. 16—22.
5. **Воронцов А.Л.** Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением: учеб. пособие для вузов. Т. 2. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 441 с.
6. **Холодная** объемная штамповка. Справочник / под ред. Г.А. Навроцкого. М.: Машиностроение, 1973. 496 с.
7. **Журавлёв А.З.** Основы теории штамповки в закрытых штампах. М.: Машиностроение, 1973. 222 с.
8. **Сторожев М.В., Попов Е.А.** Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977. 423 с.
9. **Воронцов А.Л.** Теория штамповки выдавливанием. М.: Машиностроение, 2004. 721 с.
10. **Шофман Л.А.** Теория и расчеты процессов холодной штамповки. М.: Машиностроение, 1964. 375 с.
11. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Выбор коэффициентов трения для расчета технологических параметров штамповки выдавливанием // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2004. № 1. С. 23—26.

Андрей Львович Воронцов, д-р техн. наук;
Сергей Михайлович Карпов, канд. техн. наук,
karpov07@inbox.ru

УДК 621.778.014

Г.Н. Гурьянов *(ОАО "НИИметиз", г. Магнитогорск),*
С.В. Смирнов *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Показатели деформации в проходе волочения в зависимости от коэффициентов упрочнения материала проволоки и контактного трения

Выполнены расчеты напряжения волочения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности по И.Л. Перлину, показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову, прироста средней температуры в проходе волочения проволоки в зависимости от коэффициента упрочнения при разных значениях коэффициента трения. Определен прирост значений показателей деформации от контактного трения и деформационного упрочнения материала проволоки. При отсутствии противонатяжения и калибрующего пояска упрощается связь осевого напряжения и прироста средней температуры в проходе волочения.

Ключевые слова: волочение; проволока; методика расчета; осевое напряжение; запас прочности; показатель напряженного состояния; средняя температура волочения; коэффициенты деформационного упрочнения и контактного трения.

Calculations of the drawing stress, absolute safety factor, safety factor of safety according to I.L. Perlin, and the index of the stressed state according to V.L. Kolmogorov are made, increase in the average temperature in the wire drawing wire, depending on the hardening coefficient for different values of the coefficient of friction. The increase in the values of the deformation indexes from contact friction and strain hardening of the wire material is determined. In the absence of the anti-tension and the calibration belt, the connection between the axial stress and the increase in the mean temperature in the drawing path is simplified.

Keywords: drawing; wire; calculation technique; axial stress; safety factor; stress state index; average drawing temperature; strain hardening and contact friction coefficients.

Введение. Температура волочения определяет эксплуатационную стойкость волок, качество проволоки и проволочных изделий, производительность волочильных станов [1—3]. Для оценки температурного режима волочения выполняют расчет прироста средней температуры в очаге деформации. Например, Р.Б. Красильщиков приводит многочисленные практические данные о температуре волочения без противонатяжения и эмпирическую формулу для расчета прироста средней температуры при единичном обжатии стальной проволоки:

$$\Delta t = 0,45\delta\sigma_{в}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{в}$ — временное сопротивление разрыву при растяжении; δ — относительное обжатие. Формула получена при допущении, что 85 % мощности силы волочения идет на повышение температуры деформирования.

Необходимо отметить для расчета прироста средней температуры формулу Зибеля и Гудремона [1]:

$$\Delta t = \frac{P}{F}\frac{1}{Ic\gamma}, \qquad (2)$$

где P — сила волочения; F — площадь сечения проволоки после обжатия; I — механический эквивалент теплоты; c — удельная теплоемкость; γ — плотность. Формула (2) отражает прямую и очевидную связь напряженного состояния и прироста средней температуры в процессе деформирования.

Для уточнения расчета прироста температуры Δt по формуле (2) А.И. Басс предложил ввести в нее поправочный коэффициент 0,6...0,7 [1]. Однако введение поправочного коэффициента не обеспечивает по этой формуле обоснованного расчета прироста Δt при волочении с противонатяжением. Рост силы волочения P от приложения противонатяжения согласно формуле (2) должен привести к повышению прироста средней температуры в очаге деформации. В действительности от приложения противонатяжения снижается температура волочения.

В работах [4, 5] показан характер влияния коэффициентов вытяжки и трения, противонатяжения и формы кривой упрочнения материала проволоки на прирост средней температуры в проходе волочения. При этом не рассмотрена зависимость прироста средней температуры от интенсивности деформационного упрочнения и угла волочения. Также для теории и практики волочения представляет интерес установление характера совместного влияния интенсивности упрочнения и контактного трения на осевое напряжение, запас прочности проволоки и прирост средней температуры в проходе волочения.

Цель работы — показать характер зависимостей показателей напряженного состояния, запаса прочности и прироста средней температуры в проходе волочения от коэффициентов упрочнения материала проволоки и контактного трения при разных других параметрах деформации.

Принятые модели упрочнения и методика расчета прироста средней температуры в проходе волочения. Принята модель упрочнения материала проволочной заготовки:

$$\sigma_{\text{т}} = \sigma_{\text{т}0}\mu^{k}, \qquad (3)$$

где $\sigma_{\text{т}0}$ — предел текучести металла на входе рабочего конуса волоки; k — коэффициент упрочнения; $\mu = (r_0/r_k)^2$ — коэффициент вытяжки; r_0, r_k — радиус заготовки до и после деформации.

Строили зависимости для напряженного состояния, запаса прочности и прироста средней температуры от коэффициента упрочнения k модели (3) при исходном пределе текучести $\sigma_{\text{т}0}$ = 1000 МПа и разных параметрах деформации. Для оценки влияния коэффициента упрочнения на предел текучести выполняли расчеты по формулам:

$$\sigma_{\text{т}} = 1000\mu^{0,15}; \qquad (4)$$

$$\sigma_{\text{т}} = 1000\mu^{0,25}; \qquad (5)$$

$$\sigma_{\text{т}} = 1000\mu^{0,50}; \qquad (6)$$

$$\sigma_{\text{т}} = 1000\mu^{0,75}; \qquad (7)$$

$$\sigma_{T} = 1000\mu^{0,95}; \qquad (8)$$

$$\sigma_{\text{т}} = 1000\mu^{1,37}. \qquad (9)$$

Коэффициент упрочнения в интервале 0,25...0,75 (рис. 1, линии *2—4*) характерен при холодном волочении углеродистых и легированных сталей после патентирования и отжига [6, 7]. Коэффициент упрочнения 1,37 отражает интенсивное упрочнение стали 12Х18Н10Т в первых проходах маршрута холодного волочения (линия *6*). Перед деформированием эта сталь после выдержки при температуре 1050 °С охлаждали в воде, т.е. проводили закалку по общепринятому заводскому режиму для высоколегированных сталей [7].

Прирост средней температуры в течение адиабатического процесса деформирования определяли из уравнения

$$\Delta t = \eta Э/(c\gamma V_d), \qquad (10)$$

где Э — энергия (работа), идущая на пластическое формоизменение и сдвиговую деформацию металла за время его нахождения в рабочем канале волоки объемом V_d, а также на уравновешивание силы контактного тре-

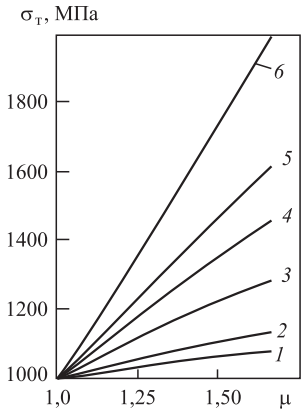


Рис. 1. Зависимости предела текучести $\sigma_{\text{т}}$ от коэффициента вытяжки μ:

1 — модель упрочнения (4); *2* — (5); *3* — (6); *4* — (7); *5* — (8); *6* — (9)

ния в рабочей зоне, включая калибрующий поясок; $\eta = 0{,}8$ (80 %) — доля механической работы Э, которая идет на повышение тепловой энергии в виде прироста температуры; $\gamma = 7{,}8$ г/см^3 — плотность; $c = 0{,}135$ кал/(г·К) — удельная теплоемкость (1 кал = 4,187 Дж). Принятые значения γ и c характерны для углеродистой стали.

Доля работы Э (10) силы волочения идет на пластическую деформацию и преодоление напряжений контактного трения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки. Другая часть работы (мощности) силы волочения идет на уравновешивание прироста силы волочения от действия противонатяжения и не влияет на прирост температуры в проходе волочения. Но при этом противонатяжение снижает давление на поверхность волоки и силу контактного трения, что уменьшает работу Э (10) и прирост температуры от трения. Здесь проявляется полезное действие противонатяжения на процесс волочения. Однако прирост силы волочения от приложения противонатяжения требует дополнительной энергии для осуществления процесса волочения. Для расчета энергосиловых показателей и прироста температуры в проходе волочения при конической форме рабочего канала волоки использованы следующие аналитические зависимости.

Аналитические формулы для расчета напряжения волочения и запаса прочности. На выходе рабочего конуса осевое напряжение σ_k рассчитывали по формуле

$$\sigma_k = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{z3}, \tag{11}$$

где σ_{z1} — прирост осевого напряжения в рабочем конусе; σ_{z2} — прирост от действия напряжения противонатяжения σ_q; σ_{z3} — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Для модели упрочнения (3) имеем следующие составляющие напряжения σ_k [8, 9]:

$$\sigma_{z1} = \sigma_{\text{т}0}\left(\mu^k - 1\right)\left(1 + f\,\text{ctg}\,\alpha\right)/k; \tag{12}$$

$$\sigma_{z2} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\text{tg}\,\alpha}\left(\frac{\mu^k - 1}{k}\right)\right]; \tag{13}$$

$$\sigma_{z3} = \frac{2\sigma_{\text{т}0}\,\text{tg}\,\alpha\left(1 + \mu^k\right)}{3\sqrt{3}}, \tag{14}$$

где f — коэффициент контактного трения; α — угол наклона образующей рабочего конуса волоки к оси волочения, или угол волочения.

Прирост осевого напряжения в пояске длиной L и с радиусом r_k определяли по формуле [10]

$$\begin{aligned}\sigma_{z4} &= 2fL\left(\sigma_{\text{т}k} - \sigma_k\right)/r_k = \\ &= 2\sigma_{\text{т}k} fL\left(1 - \sigma_k/\sigma_{\text{т}k}\right)/r_k,\end{aligned} \tag{15}$$

где $\sigma_{\text{т}k}$ — предел текучести металла на выходе рабочего конуса волоки.

Осевое напряжение на выходе волоки:

$$\sigma_z = \sigma_k + \sigma_{z4}. \tag{16}$$

Абсолютный запас прочности:

$$Za = \sigma_{\text{т}k} - \sigma_z. \tag{17}$$

Коэффициент запаса прочности И.Л. Перлина оценивали как отношение значений предела текучести и осевого напряжения:

$$\gamma = \sigma_{\text{т}k}/\sigma_z = \sigma_{s0}\mu^k/\sigma_z. \tag{18}$$

Показатель напряженного состояния рассчитывали по В.Л. Колмогорову [11, 12]

$$k_\sigma = \sigma/T, \tag{19}$$

где σ — среднее нормальное напряжение; T — интенсивность касательных напряжений.

Результаты расчета показателей напряженного состояния, запаса прочности материала проволоки и прироста средней температуры в проходе волочения. Построены зависимости для напряжения волочения σ_z, абсолютного запаса прочности Za, коэффициента запаса прочности γ, показателя напряженного состояния k_σ и прироста средней температуры t от коэффициента упрочнения k при $\alpha = 8°$ и коэффициенте вытяжки $\mu = 1{,}25$ (рис. 2) и 1,35 (рис. 3). Исходный предел текучести $\sigma_{\text{т}0}$ принят равным 1000 МПа. Коэффициенты трения f: 0; 0,025; 0,05; 0,075; 0,10; 0,15 и 0,25. Напряжение противонатяжения $\sigma_q = 0$ и 250 МПа.

С увеличением коэффициента упрочнения наблюдается рост осевого напряжения, который усиливается с повышением коэффициента трения (см. рис. 2, *а*, *б*, рис. 3, *а*, *б*). От действия противонатяжения заметно увеличилось осевое напряжение при малых значениях коэффициента трения (линии *1—3* на рис. 2, *б* и рис. 3, *б*). Поскольку с увеличением коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения снижается прирост осевого напряжения

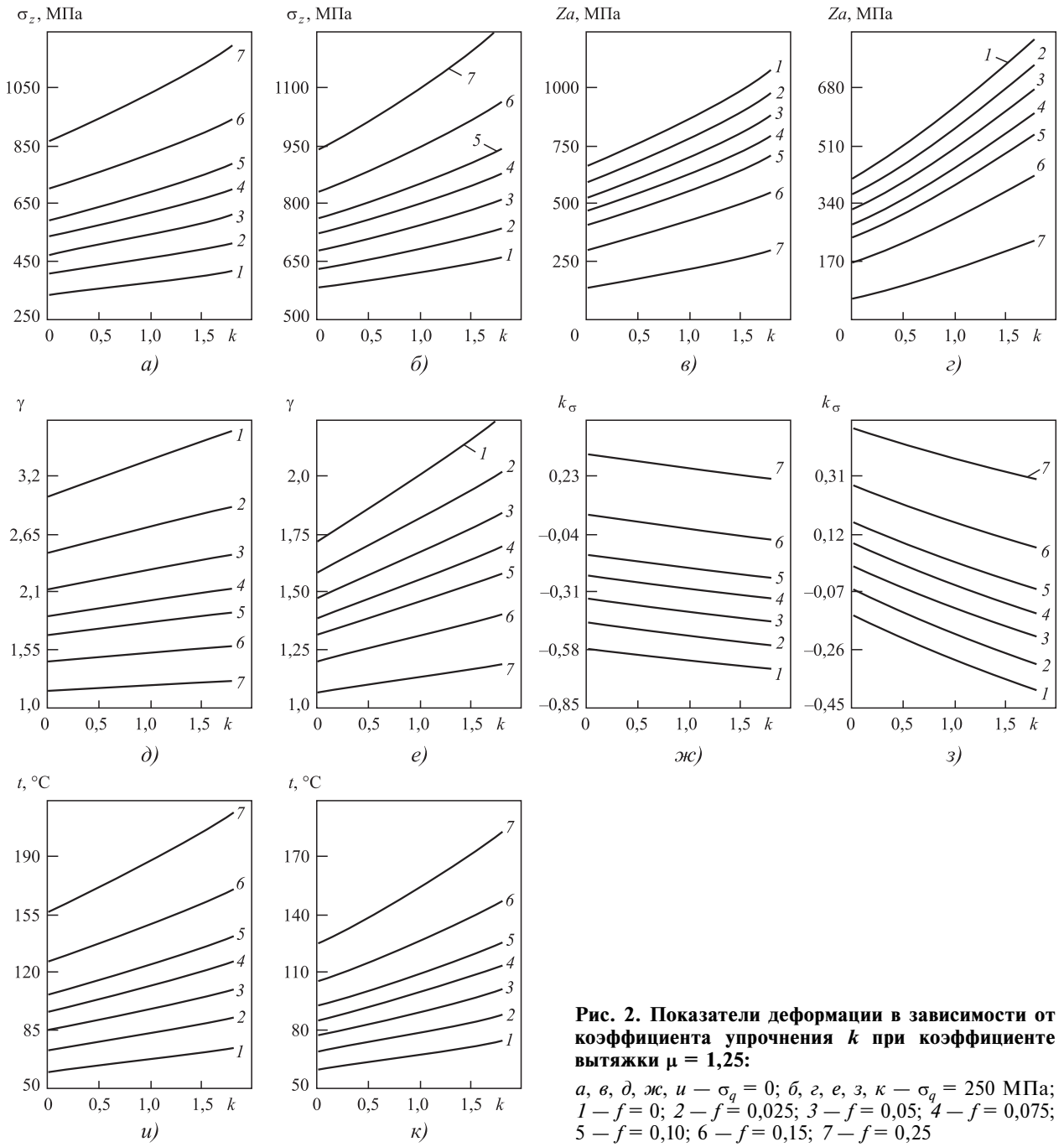


Рис. 2. Показатели деформации в зависимости от коэффициента упрочнения *k* при коэффициенте вытяжки μ = 1,25:

а, *в*, *д*, *ж*, *и* — σ_q = 0; *б*, *г*, *е*, *з*, *к* — σ_q = 250 МПа; *1* — *f* = 0; *2* — *f* = 0,025; *3* — *f* = 0,05; *4* — *f* = 0,075; 5 — *f* = 0,10; 6 — *f* = 0,15; *7* — *f* = 0,25

от действия противонатяжения [8, 9], то при коэффициенте вытяжки 1,35 (см. рис. 3, *а*, *б*) и коэффициентах трения 0,15 и 0,25 (кривые *6* и *7*) значения осевого напряжения при отсутствии и действии противонатяжения близки.

Порядок расположения линий вдоль оси ординат для абсолютного запаса прочности (см. рис. 2, *в*, *г* и рис. 3, *в*, *г*) и коэффициента запаса прочности (см. рис. 2, *д*, *е* и рис. 3, *д*, *е*) противоположный порядку линий для осевого напряжения (см. рис. 2, *а*, *б*, рис. 3, *а*, *б*): ниже линия *7* при коэффициенте трения 0,25 и выше линия *1* при отсутствии контактного трения.

При коэффициенте вытяжки 1,25 линии для запаса *Za* не пересекают ось абсцисс при отсутствии и наличии противонатяжения (см. рис. 2, *в*, *г*). При действии противонатяжения и коэффициенте вытяжки 1,35 (см. рис. 3, *г*) линия *7* для запаса *Za* пересекает ось абсцисс. В точке пересечения линии *7* и абсциссы нулевой запас прочности, т.е. возможен обрыв проволоки. Точка пересечения указывает предельное значение коэффициента упрочнения.

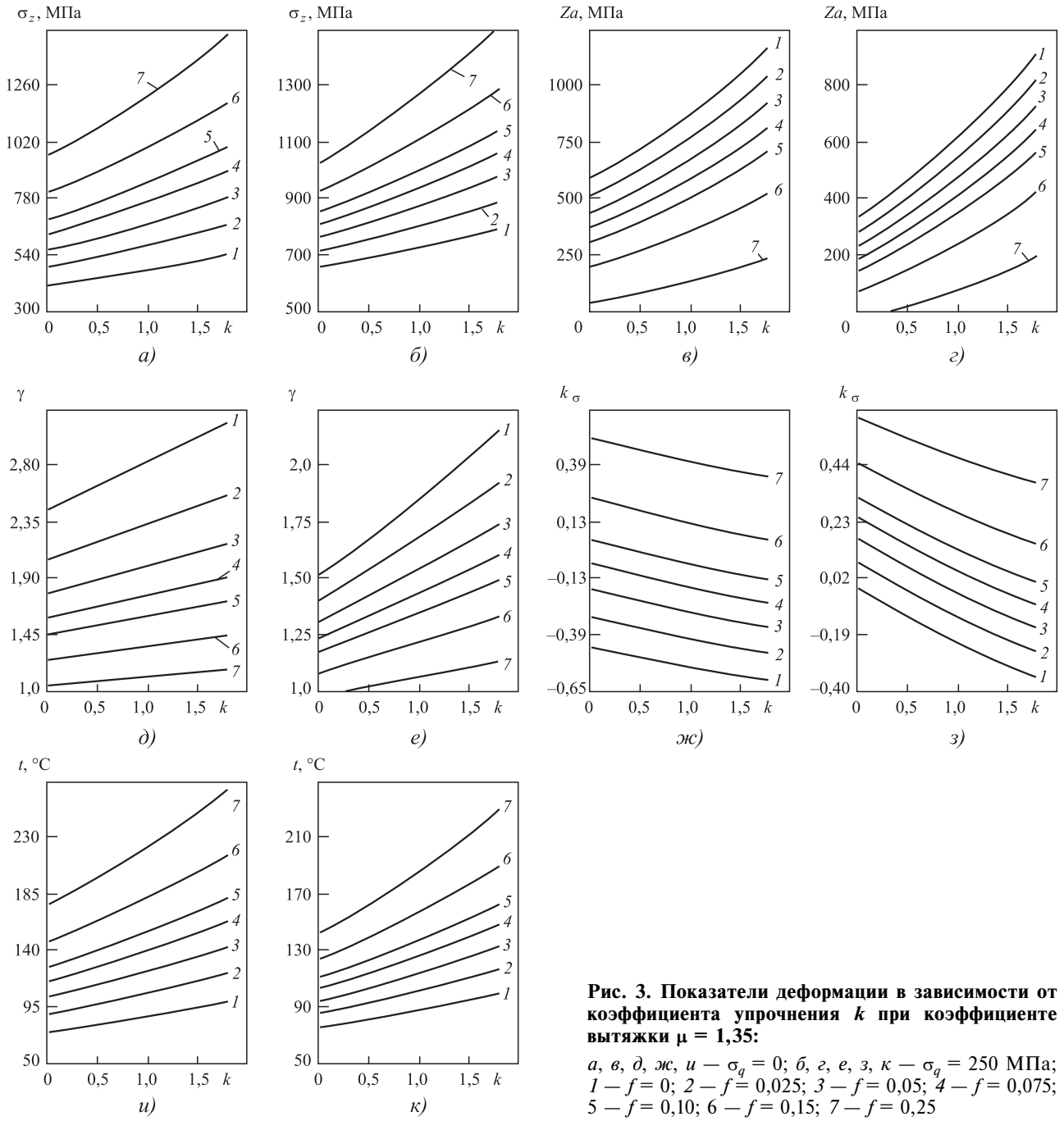


Рис. 3. Показатели деформации в зависимости от коэффициента упрочнения *k* при коэффициенте вытяжки μ = 1,35:

а, *в*, *д*, *ж*, *и* — $\sigma_q = 0$; *б*, *г*, *е*, *з*, *к* — $\sigma_q = 250$ МПа; *1* — $f = 0$; *2* — $f = 0{,}025$; *3* — $f = 0{,}05$; *4* — $f = 0{,}075$; *5* — $f = 0{,}10$; *6* — $f = 0{,}15$; *7* — $f = 0{,}25$

Правее точки пересечения запас положительный за счет большего значения коэффициента упрочнения. Таким образом, с увеличением коэффициента упрочнения повышается запас прочности и снижается вероятность обрыва проволоки.

Для коэффициента запаса прочности абсцисса пересекает ось ординат при $\gamma = 1$. При этом значении γ нулевой запас прочности и $Za = 0$. Линии для γ при коэффициенте вытяжки 1,25 (см. рис. 2, *д*, *е*), как и линии для *Za* (см. рис. 2, *в*, *г*), не пересекают ось абсцисс. Координаты точки пересечения линии *7* для γ и абсциссы при коэффициенте вытяжки 1,35 и действии противонатяжения (см. рис. 3, *е*) совпадают с координатами точки пересечения линии *7* для *Za* и абсциссы (см. рис. 3, *г*).

С увеличением коэффициента упрочнения снижается показатель напряженного состояния, что положительно влияет на деформируемость проволоки без разрушения [10, 11]. Для волочения предельное значение показателя

напряженного состояния 0,58 достигается при коэффициентах вытяжки 1,35 и трения 0,25, действии противонатяжения (см. рис. 3, *з*, кривая *7*).

Прирост средней температуры увеличивается с повышением коэффициентов упрочнения и трения. Из сравнения данных графиков рис. 2, *и* и рис. 2, *к* при коэффициенте вытяжки 1,25 и рис. 3, *и* и рис. 3, *к* при коэффициенте вытяжки 1,35 следует снижение прироста температуры от противонатяжения. Увеличение коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,35 вызвало рост средней температуры в проходе волочения при отсутствии (рис. 3, *и*) и наличии противонатяжения (рис. 3, *к*).

Абсолютную степень изменения показателей деформации при повышении коэффициента трения от 0 до принятого значения в зависимости от коэффициента упрочнения оценивали по формулам:

$$\Delta\sigma_z = \sigma_z - \sigma_z(f = 0); \quad (20)$$

$$\Delta\gamma = \gamma(f = 0) - \gamma; \quad (21)$$

$$\Delta k_\sigma = k_\sigma - k_\sigma(f = 0); \quad (22)$$

$$\Delta t = t - t(f = 0), \quad (23)$$

где σ_z, γ, k_σ, t — показатели при принятом значении коэффициента трения; $\sigma_z(f = 0)$, $\gamma(f = 0)$, $k_\sigma(f = 0)$, $t(f = 0)$ — показатели при отсутствии контактного трения. Зависимости (20)—(23) отражают прирост показателей от контактного трения с коэффициентом *f*.

На рис. 4 приведены зависимости для показателей (20)—(23) от коэффициента упрочнения при коэффициенте вытяжки 1,25 и принятых значениях коэффициента трения. Противонатяжение отсутствует (см. рис. 4, *а*, *в*, *д*, *ж*) и напряжение противонатяжения 250 МПа (см. рис. 4, *б*, *г*, *е*, *з*).

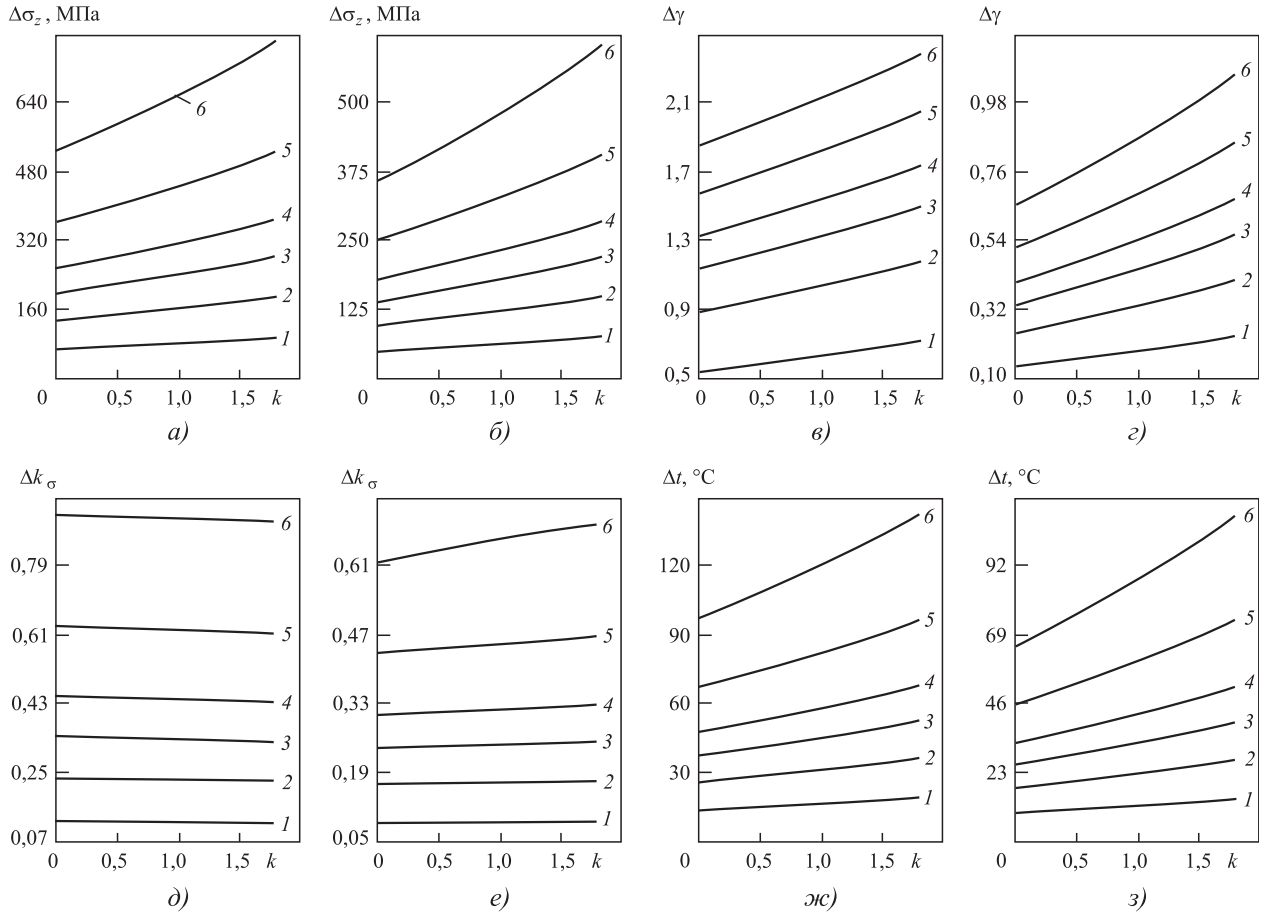


Рис. 4. Изменение показателей деформации от увеличения коэффициента трения *f* от 0 до заданного значения в зависимости от коэффициента упрочнения *k* при коэффициенте вытяжки μ = 1,25:

а, *в*, *д*, *ж* — $\sigma_q = 0$; *б*, *г*, *е*, *з* — $\sigma_q = 250$ МПа; *1* — $f = 0{,}025$; *2* — $f = 0{,}05$; *3* — $f = 0{,}075$; *4* — $f = 0{,}10$; *5* — $f = 0{,}15$; *6* — $f = 0{,}25$

С увеличением коэффициента упрочнения показатели (20)—(23) повышаются с ростом коэффициента упрочнения кроме изменения для показателя напряженного состояния при отсутствии противонатяжения (см. рис. 4, *д*). Наблюдается увеличение $\Delta\sigma_z$, $\Delta\gamma$, Δk_σ и Δt с повышением коэффициента трения, так как линия *1* при $f = 0{,}025$ находится ниже, а линия *6* при $f = 0{,}25$ выше других линий. От противонатяжения показатели (20)—(23) уменьшились.

Коэффициент запаса прочности γ увеличивается с ростом коэффициента упрочнения и уменьшается с повышением коэффициента трения. При расчете $\Delta\gamma$ вычитали величину γ при коэффициенте f из величины γ при отсутствии трения (21), чтобы получить положительную разность $\Delta\gamma$. Показатель напряженного состояния уменьшается с ростом коэффициента упрочнения и увеличивается от коэффициента трения. Осевое напряжение и прирост средней температуры повышаются с ростом коэффициентов трения и упрочнения.

Относительное увеличение напряжения волочения и средней температуры от повышения коэффициента трения от 0 до заданного значения f вычисляли по формулам:

$$\delta\sigma = \frac{100\left(\sigma_z - \sigma_{z0}\right)}{\sigma_z}; \qquad (24)$$

$$\delta t = \frac{100\left(t - t_0\right)}{t}, \qquad (25)$$

где σ_z, t, σ_{z0}, t_0 — соответственно прирост напряжения волочения и средней температуры при заданном коэффициенте трения и отсутствии контактного трения ($f = 0$).

При коэффициентах вытяжки 1,25 и 1,35, отсутствии противонатяжения и при напряжении противонатяжения 250 МПа, отсутствии калибрующего пояска и длине $L_п$ и радиусе r_k пояска 1,0 мм приведены зависимости от коэффициента упрочнения для показателей $\delta\sigma$ (рис. 5) и δt (рис. 6).

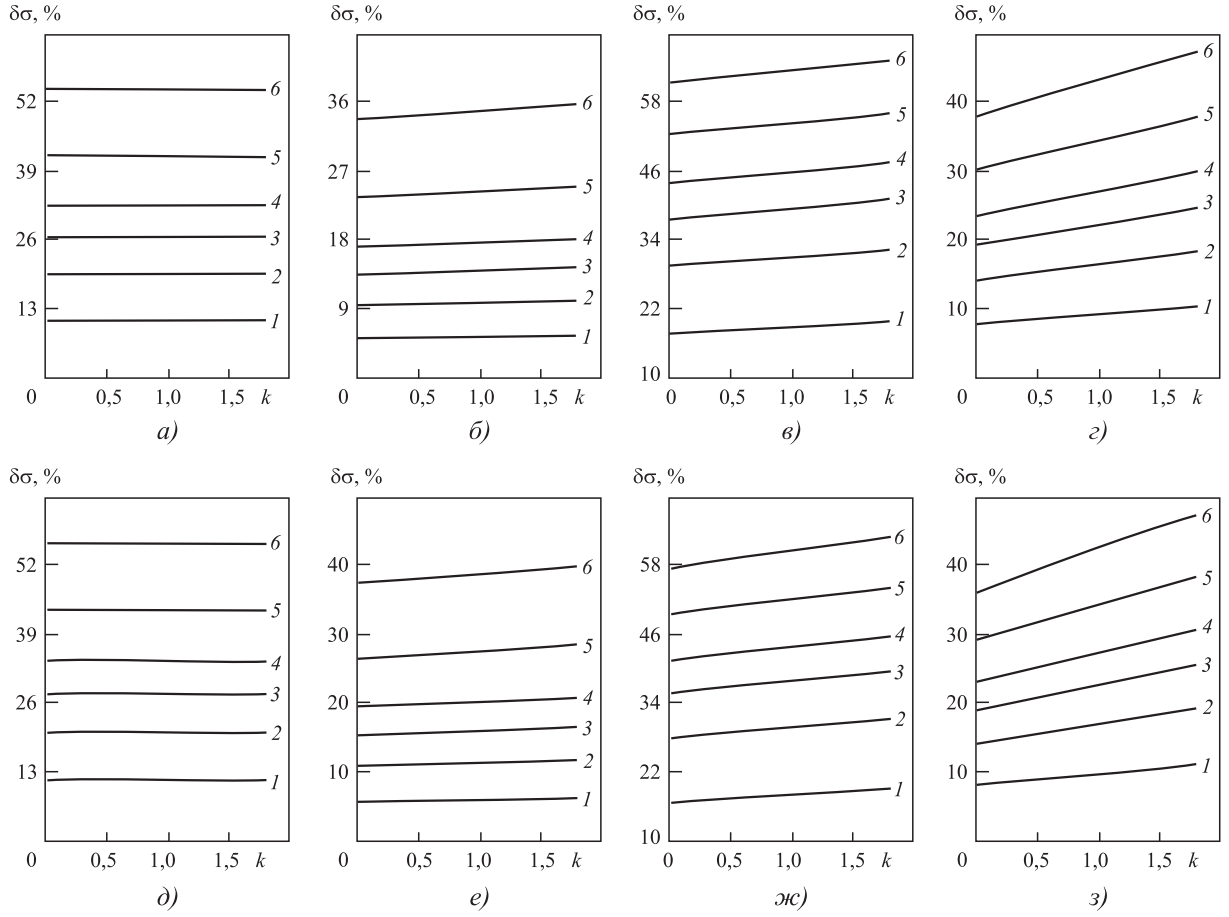


Рис. 5. Относительное увеличение напряжения волочения $\delta\sigma$ от роста коэффициента трения f от 0 до заданного значения в зависимости от коэффициента упрочнения k:

а — г — $\mu = 1{,}25$; *д — з* — $\mu = 1{,}35$; *а, в, д, ж* — $\sigma_q = 0$; *б, г, е, з* — $\sigma_q = 250$ МПа; *а, б, д, е* — нет пояска; *в, г, ж, з* — $L_п = r_k = 1$ мм; *1* — $f = 0{,}025$; *2* — $f = 0{,}05$; *3* — $f = 0{,}075$; *4* — $f = 0{,}10$; *5* — $f = 0{,}15$; *6* — $f = 0{,}25$

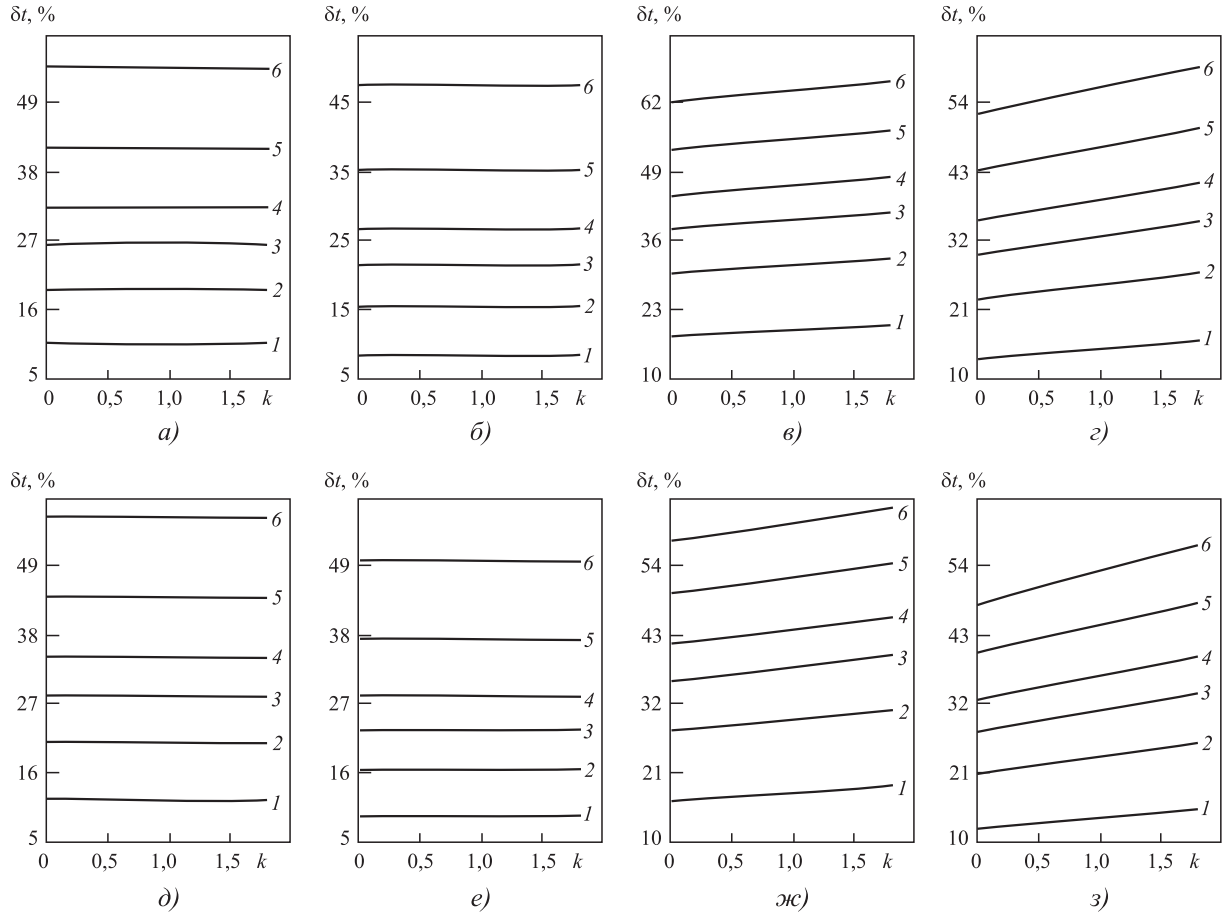


Рис. 6. Относительное увеличение прироста средней температуры δ*t* от роста коэффициента трения *f* от 0 до заданного значения в зависимости от коэффициента упрочнения *k*:

а—г — μ = 1,25; *д—з* — μ = 1,35; *а*, *в*, *д*, *ж* — σ_q = 0; *д—з* — μ = 1,35; *б*, *г*, *е*, *з* — σ_q = 250 МПа; *а*, *б*, *д*, *е* — нет пояска; *в*, *г*, *ж*, *з* — $L_п = r_k$ = 1 мм; остальные обозначения см. рис. 5

При отсутствии пояска (см. рис. 5, *а*, *б*, *д*, *е*, рис. 6, *а*, *б*, *д*, *е*) линии графиков для δσ и δ*t* почти параллельны горизонтальной оси графиков, т.е. наблюдается малая зависимость δσ и δ*t* от коэффициента упрочнения. При наличии пояска (см. рис. 5, *в*, *г*, *ж*, *з* и рис. 6, *в*, *г*, *ж*, *з* показатели δσ и δ*t* увеличиваются с ростом коэффициента упрочнения, особенно при действии противонатяжения (см. рис. 5, *г*, *з*, рис. 6, *г*, *з*).

Значения δσ и δ*t* больше при наличии пояска независимо от коэффициента вытяжки и напряжения противонатяжения. Величина δ*t* больше δσ при отсутствии и наличии пояска и противонатяжения. От противонатяжения снижаются показатели δσ и δ*t*. В формулах (24) и (25) разность в скобках и знаменатель увеличиваются с ростом коэффициента упрочнения. Поэтому значения δσ и δ*t* значительно не повышаются. Если бы в знаменателе этих формул вместо σ_z и *t* соответственно стояли σ_{z0} и t_0, то наблюдали бы более заметный рост δσ и δ*t* с увеличением коэффициента упрочнения. От роста коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,35 при отсутствии и наличии противонатяжения не наблюдается заметный рост значений δσ и δ*t*.

Прирост показателей деформации от действия деформационного упрочнения при коэффициенте вытяжки 1,25 и принятых значениях коэффициента трения вычисляли по формуле:

$$\Delta\Pi = \Pi - \Pi(k = 0), \qquad (26)$$

где П, П(*k* = 0) — значения показателей соответственно при коэффициенте упрочнения *k* и при отсутствии упрочнения.

Прирост показателей от упрочнения материала проволоки (26) представлен в зависимости от коэффициента упрочнения при коэффициенте вытяжки 1,25 и заданных значениях

коэффициента трения (рис. 7). Калибрующий поясок отсутствует на графиках для осевого напряжения (см. рис. 7, *в, г*) и прироста средней температуры (см. рис. 7, *л*, *м*). Другие графики построены при наличии пояска, длина $L_п$ и радиус r_k которого равны 1 мм. Напряжения противонатяжения 0 и 250 МПа.

Прирост напряжения волочения $\Delta\sigma_z$ от деформационного упрочнения незначительно снижается от действия противонатяжения, что дает сравнение расположения соответствующих линий на рис. 7, *а* и *б* при наличии пояска и линий рис. 7, *в* и *г* при его отсутствии. С увеличением коэффициентов трения и упрочне-

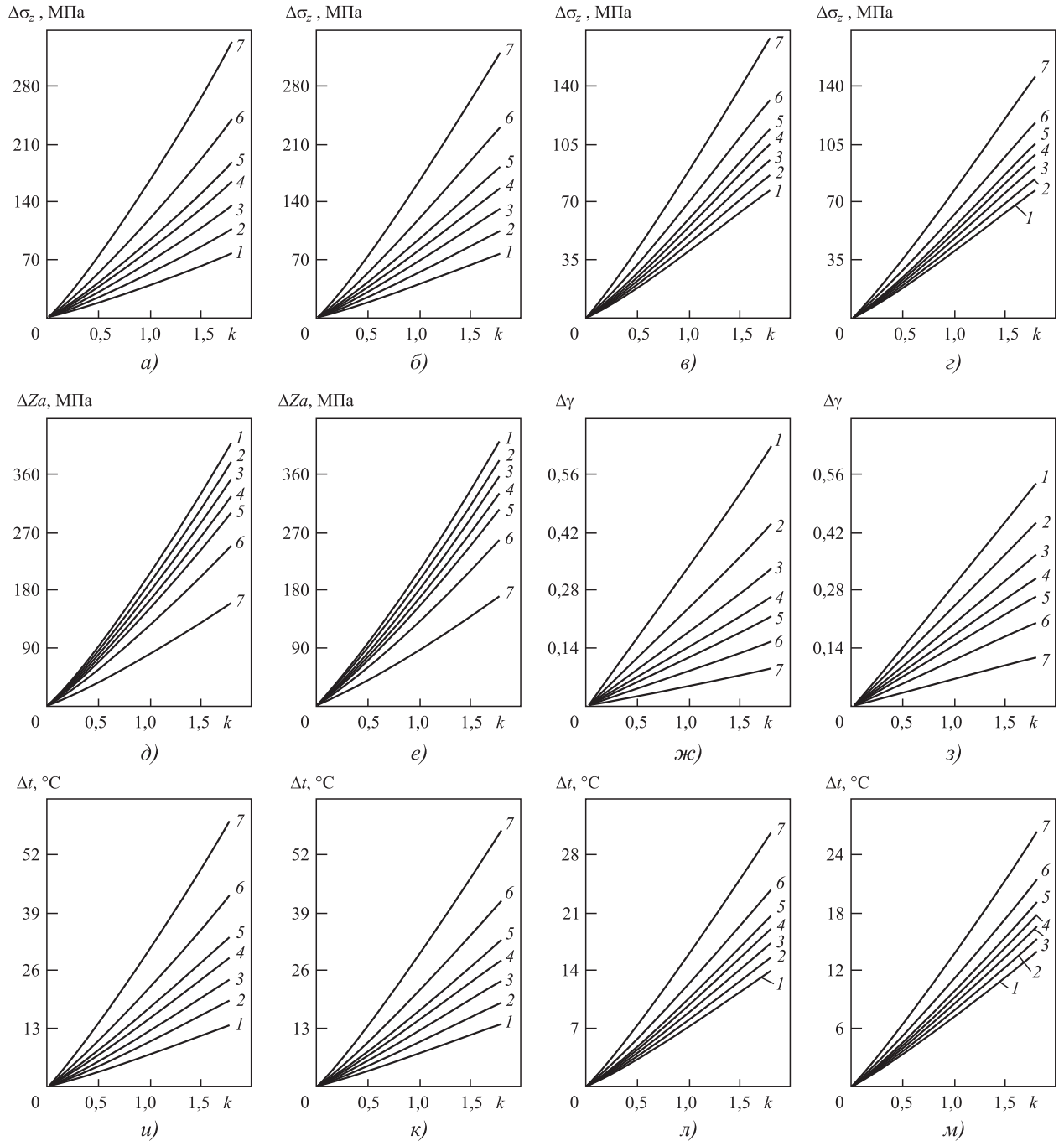


Рис. 7. Изменение показателей деформации от упрочнения материала проволоки при коэффициенте вытяжки μ = 1,25 и различных значениях коэффициента трения *f*:

а, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л* — $\sigma_q = 0$; *б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м* — $\sigma_q = 250$ МПа; *в*, *г*, *л*, *м* — нет пояска; в остальных случаях — длина и радиус пояска 1 мм; *1* — $f = 0$; *2* — $f = 0{,}025$; *3* — $f = 0{,}50$; *4* — $f = 0{,}075$; *5* — $f = 0{,}10$; *6* — $f = 0{,}15$; *7* — $f = 0{,}25$

ния наблюдается рост прироста напряжения $\Delta\sigma_z$ (см. рис. 7, *а—г*). От действия пояска также увеличился прирост $\Delta\sigma_z$ при отсутствии и наличии противонатяжения.

Прирост абсолютного запаса прочности (см. рис. 7, *д*, *е*) и коэффициента запаса прочности (см. рис. 7, *ж*, *з*) от упрочнения материала проволоки уменьшается с ростом коэффициента трения и увеличивается с повышением коэффициента упрочнения, так как линия *7* при $f = 0{,}25$ находится ниже других линий при $f < 0{,}25$, и линии *1—7* повышаются при увеличении коэффициента k.

Прирост средней температуры Δt (см. рис. 7, *и—м*), как и прирост напряжения волочения $\Delta\sigma_z$ (см. рис. 7, *и—м*), увеличился с ростом длины калибрующего пояска, коэффициентов трения и упрочнения и уменьшился от действия противонатяжения.

Оценку относительного прироста напряжения волочения и средней температуры от деформационного упрочнения в зависимости от коэффициента упрочнения выполняли по формулам:

$$\delta\sigma = \frac{100\left(\sigma_z - \sigma_z(k=0)\right)}{\sigma_z}; \qquad (27)$$

$$\delta t = \frac{100\left(t - t(k=0)\right)}{t}, \qquad (28)$$

где σ_z, t, $\sigma_z(k = 0)$, $t_0(k = 0)$ — соответственно напряжение волочения и прирост средней температуры при текущем коэффициенте k упрочнения и коэффициенте $k = 0$.

Зависимости показателей $\delta\sigma$ и δt от коэффициента упрочнения при коэффициентах вытяжки 1,25 и 1,35 и заданных значениях коэффициента трения приведены на рис. 8. Напряжения противонатяжения 0 и 250 МПа, калибрующий поясок отсутствует, длина и радиус пояска равны 1 мм.

При отсутствии калибрующего пояска и противонатяжения построены графики при

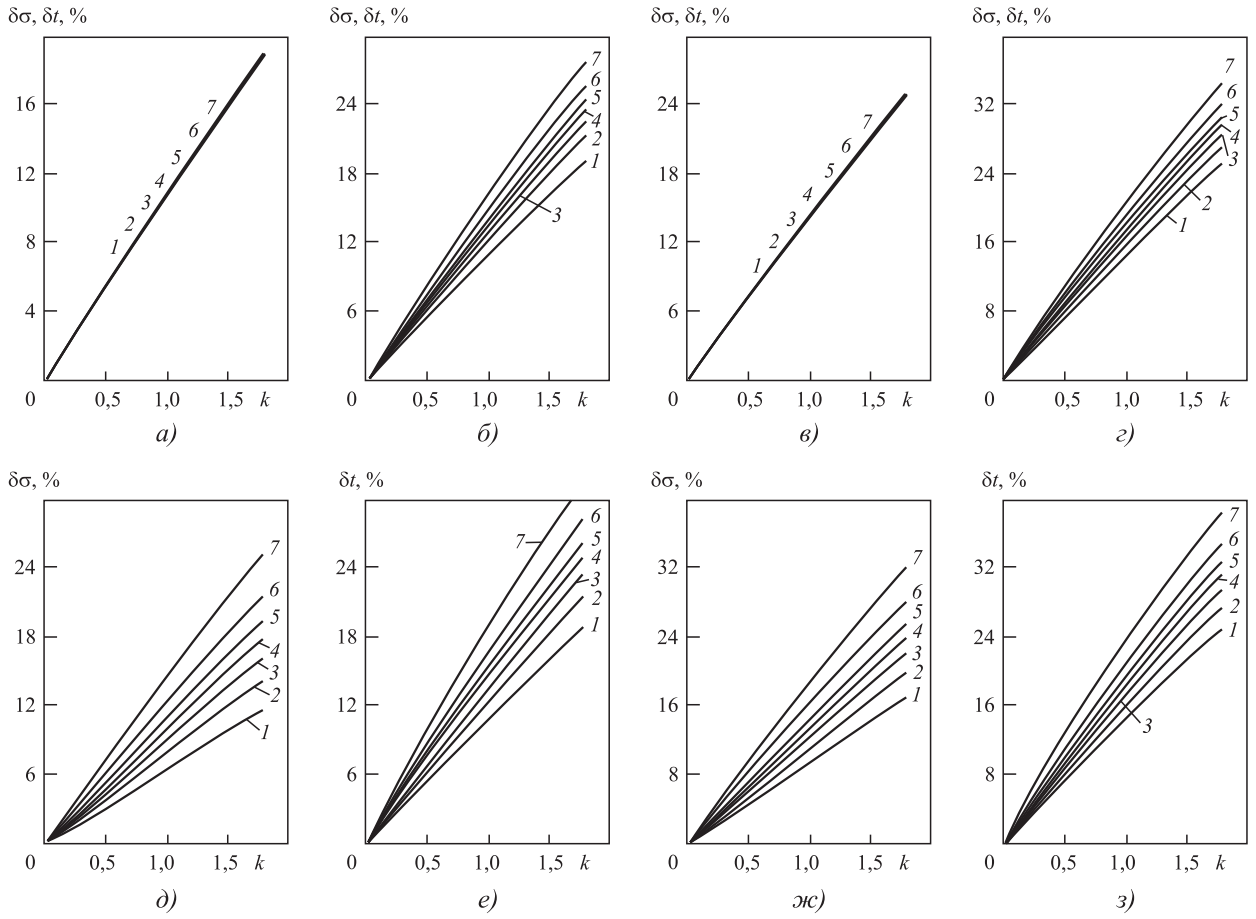


Рис. 8. Показатели $\delta\sigma$ и δt в зависимости от коэффициента упрочнения k:

а, *б*, *д*, *е* — $\mu = 1{,}25$; *в*, *г*, *ж*, *з* — $\mu = 1{,}35$; *а*, *в* — нет пояска; *б*, *г—з* — $L_п = r_k = 1$ мм; *а—г* — $\sigma_q = 0$; *д—з* — $\sigma_q = 250$ МПа; остальные обозначения см. рис. 7

коэффициенте вытяжки 1,25 (см. рис. 8, *а*) и $\mu = 1{,}35$ (см. рис. 8, *в*). В этом случае при разных значениях коэффициента трения линии для показателей $\delta\sigma$ и δt совпали. При $\mu = 1{,}35$ значения $\delta\sigma$ и δt больше, чем при 1,25. Если противонатяжение отсутствует и имеется поясок, то не совпадают линии при разных значениях коэффициента трения, но при этом одинаковые зависимости для показателей $\delta\sigma$ и δt при коэффициенте вытяжки 1,25 (см. рис. 8, *б*) и $\mu = 1{,}35$ (см. рис. 8, *г*). Линия *1* при $f = 0$ ниже, а линия *7* при $f = 0{,}25$ выше других линий. От увеличения коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,35 возросли значения $\delta\sigma$ и δt, что дает сравнение расположения соответствующих линий на рис. 8, *б* и *г*.

При наличии пояска и действии противонатяжения разные зависимости для $\delta\sigma$ и δt при $\mu = 1{,}25$ (см. рис. 8, *д*, *е*) и $\mu = 1{,}35$ (см. рис. 8, *ж*, *з*), и выполняется неравенство $\delta t > \delta\sigma$ при каждом коэффициенте трения.

Заключение. Приведены зависимости напряжения волочения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности И.Л. Перлина, показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову и прироста средней температуры в проходе волочения от коэффициента упрочнения при разных значениях коэффициента трения. Линии для зависимостей кроме линий для показателя напряженного состояния снижаются с ростом коэффициента упрочнения.

Уменьшение показателя напряженного состояния от деформационного упрочнения положительно влияет на деформируемость проволочной заготовки без ее разрушения. От коэффициента упрочнения построены зависимости для абсолютного и относительного изменения показателей деформации, вызванного увеличением коэффициентов трения и упрочнения от 0 до соответствующих заданных значений f и k.

Относительное увеличение осевого напряжения и прироста средней температуры от роста коэффициента упрочнения при отсутствии калибрующего пояска и противонатяжения не зависят от коэффициента трения (см. рис. 8, *а*, *в*).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тарнавский А.Л.** Эффективность волочения с противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
2. **Гурьянов Г.Н.** Температура волочения как определяющий фактор управления качеством проволоки ответственного назначения // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. М.В. Чукина. 2012. Вып. 38. С. 89—102.
3. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Качество и технологичность волочения проволоки специального назначения // Сталь. 2013. № 3. С. 78—80.
4. **Гурьянов Г.Н., Платов С.И.** Осевое напряжение и прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при разных моделях упрочнения материала проволоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 9. С. 31—39.
5. **Гурьянов Г.Н., Платов С.И., Терентьев Д.А.** Прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при разных моделях упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2015. № 9. С. 14—22.
6. **Изготовление** высококачественных метизов (научный и практический опыт Белорецкого металлургического комбината) / В.А. Кулеша, Н.А. Клековкина, Х.Н. Белалов и др. Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 1999. 327 с.
7. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
8. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.
9. **Гурьянов Г.Н.** Оценка параметров волочения при разных моделях упрочнения проволочной заготовки // Сталь. 2014. № 7. С. 71—77.
10. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.
11. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. Екатеринбург: УГТУ—УПИ, 2001. 836 с.
12. **Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В.** Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru;
Сергей Витальевич Смирнов, д-р техн. наук

УДК 621.7

К.Э.И.К. Олунд[1, 2], М. Лукович[2], Д. Вейдоу[3], М. Тувандер[3], С.Э. Офферман[2]
*([1]Технический центр холдинга Nedschroef, Нидерланды,
[2]Технический университет Делфта, Нидерланды,
[3]Технический университет Чалмерса, Швеция)*

Сравнение ультравысокопрочной и обычной высокопрочной сталей для изготовления крепежа: механические свойства при повышенной температуре и микроструктурные механизмы*

Проведено сравнение механических свойств ультравысокопрочной стали KNDS4 для изготовления крепежа класса прочности 14.9 и обычных высокопрочных сталей 34Cr4 и 33B2 для изготовления крепежа класса прочности 12.9 и 10.9 соответственно. Установлено, что для ультравысокопрочной стали отношение предела прочности при повышенной температуре к пределу прочности при комнатной температуре выше, чем для обеих обычных высокопрочных сталей, особенно при температуре 500 °С. Выявлена тенденция снижения скорости ползучести при наноиндентировании с увеличением прочности сталей. Улучшенные механические свойства стали KNDS4 по сравнению с обычными высокопрочными сталями связаны с меньшим размером карбидов в стали KNDS4. Исследовано влияние альтернативной (промышленной) термической обработки на эволюцию микроструктуры и твердость стали KNDS4. Применение данной термической обработки может повысить твердость стали KNDS4 примерно на 8 % при зарождении и росте карбидов. Стандартная промышленная термическая обработка приводит к измельчению мартенситной структуры (размера зерна), которая может благоприятно сказаться на усталостной прочности стали. Независимо от вида термической обработки механические свойства крепежа из стали KNDS4 при повышенных температурах и низкая скорость ползучести при наноиндентировании являются двумя главными причинами для изготовления крепежа из стали KNDS4, эксплуатируемого при более высоких температурах, чем крепеж из обычной высокопрочной стали.

Ключевые слова: мартенсит; карбид; метод наноиндентирования; прочность; микроструктура; ползучесть.

Comparison is made between the mechanical properties of the ultra-high-strength steel KNDS4 of fastener grade 14.9 and of conventional, high-strength steels 34Cr4 of fastener grade 12.9 and 33B2 of grade 10.9. The results show that the ratio of the yield strength at elevated temperatures to the yield strength at room temperature is higher for the ultra-high-strength steel than for both conventional high-strength steels, especially at 500 °C. Moreover, the results show trend in which the nanoindentation creep rate is lower as the strength of the steels is higher. The improved mechanical properties of the KNDS4 steel compared to the conventional high-strength steels are related to the smaller size of the alloy carbides in the KNDS4 steel. Furthermore, the effect of alternative (industrial) heat-treatment on the evolution of the microstructure and hardness of the KNDS4 steel is investigated. Changing the industrial heat treatment can increase the hardness of KNDS4 by about 8 %, since more alloy carbides can nucleate and grow. However, the standard industrial heat treatment results in refinement of the martensite microstructure (grain size), which might be more beneficial for the toughness of the steel. Independent of the heat treatment, the mechanical performance of KNDS4 fasteners at elevated temperature and the low nano-indentation creep rates are two strong indicators that fasteners made from KNDS4 steel might be used at higher service temperatures than traditional high strength fasteners.

Keywords: martensite; alloy carbide; nanoindentation; strength; microstructure; creep.

Введение

Существующая в настоящее время тенденция к уменьшению габаритных размеров двигателя автомобиля привела к появлению небольших двигателей, работающих в условиях более высоких механических и термических нагрузок на детали двигателя. Высокопрочные крепежные детали двигателя автомобиля должны сохранять высокий предел прочности и предел ползучести при повышенных температурах. Мартенситные низко- и среднеуглеродистые стали, легированные марганцем и бором или марганцем и хромом, являются основными

* Перепечатка перевода статьи с разрешения Шиния Вакимото, исполнительного директора журнала "The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ)". Перевод и редакция статьи: д-р техн. наук, проф. В.Ю. Лавриненко.

материалами для изготовления высокопрочного крепежа для двигателей. Согласно международным стандартам [1], такой крепеж имеет прочность на разрыв до 1200 МПа и предел текучести, равный 0,9 предела прочности (класс прочности 12.9). Высокопрочный крепеж в настоящее время еще не внесен в стандарты на крепежные детали, поскольку склонность к водородному охрупчиванию увеличивается при превышении прочности обычных сталей для крепежа более 1200 МПа [2, 3]. Более того, стандарты на крепеж рекомендуют температуру эксплуатации до 150 °С [1]. Такое сужение диапазонов применения крепежа связано с потерей прочности и предела ползучести при повышенных температурах.

Разработаны новые стали для изготовления крепежа, имеющие более высокую прочность и повышенное сопротивление водородному охрупчиванию [4, 5]. Увеличение прочности при комнатной температуре таких сталей достигается получением мартенсита отпуска и введением дополнительных карбидообразующих элементов, например, титана, ванадия и молибдена [6—11], которые способствуют ускоренному упрочнению путем образования карбидов.

Возможность улучшения механических свойств сталей для крепежа при повышенных температурах путем образования карбидов не учитывалась при разработке новых ультравысокопрочных сталей для изготовления крепежа. Однако анализ литературы показал, что свойства ползучести сталей, применяемых в энергетических агрегатах, были улучшены при наличии карбидов [12—14]. В работе [15] показано повышение предела прочности на растяжение мартенситной стали при комнатной и повышенной температурах благодаря хорошей дисперсии карбидов.

Цель работы — дальнейшее изучение механических свойств ультравысокопрочных сталей для крепежа при повышенных температурах без проведения трудоемких испытаний на ползучесть путем применения современного метода наноиндентирования.

Задачи работы:

1. Сравнение механических свойств ультравысокопрочной стали KNDS4 для крепежа класса прочности 14.9 и обычных высокопрочных сталей 34Cr4 и 33B2 для изготовления крепежа класса прочности 12.9 и 10.9 соответственно при комнатной и повышенной температурах.

2. Исследование распределения карбидов в сталях в соответствии с основными микроструктурными механизмами сталей KNDS4, 34Cr4, 33B2.

3. Оптимизация процесса термической обработки ультравысокопрочной стали KNDS4, содержащей карбидообразующие элементы V, Ti и Mo. Данные элементы формируют комплексные карбиды во время термической обработки, что может повысить механические свойства стали KNDS4 при повышенных температурах по сравнению с обычными высокопрочными сталями.

Экспериментальные исследования

Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1. Fe—C—Mn—Ti-сталь, ранее исследованная в работах [16, 17], была использована в качестве образца для оптимизации процесса термической обработки стали KNDS4.

Определение механических свойств крепежа из сталей KNDS4, 34Cr4 и 33B2. Проведено сравнение свойств различных крепежных сталей при повышенной температуре при измерении следующих параметров: 1) предела текучести в зависимости от температуры; 2) скорости ползучести при наноиндентировании.

Стандартные испытания на ползучесть являются обычно продолжительными по времени, поэтому в качестве метода испытаний для оценки закономерностей при деформации трех сталей при постоянной нагрузке был выбран метод наноиндентирования. Эксперименты были проведены при комнатной температуре, которая была выбрана на основе результатов исследований, в которых указано, что большое количество металлических материалов проявляет свойство ползучести при температуре ниже комнатной [18].

Образцы для испытаний были изготовлены из стандартных холоднодеформируемых сталей KNDS4, 33B2 и 34Cr4. Крепежные детали из таких сталей обычно подвергают промышленной термической обработке в проходных печах с ленточным конвейером с последующей закалкой в масле. Параметры процесса термической обработки и значения предела прочности и предела текучести при комнатной температуре после термической обработки приведены в табл. 2.

1. Химический состав исследуемых сталей, %

Сталь	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Ti	V	B
KNDS4	0,39	0,45	0,05	0,004	0,006	0,033	1,07	1,09	0,60	0,042	0,085	—
34Cr4	0,36	0,85	0,10	0,006	0,007	0,036	1,09	0,050	0,05	0,001	0,003	—
33B2	0,32	0,72	0,09	0,010	0,010	0,031	0,23	0,008	0,04	0,051	0,004	0,002
Fe—C—Mn—Ti	0,39	0,87	0,004	0,001	0,001	0,005	0	—	—	0,042	0,002	—

2. Параметры термической обработки (закалка после изотермического нагрева), предел прочности и предел текучести (при комнатной температуре) промышленных крепежных сталей

Сталь	Температура и время		Предел прочности	Предел текучести
	аустенизации	отпуска	МПа	
33B2	890 °C, 45 мин	460 °C, 50...55 мин	1094 ± 12	989 ± 4
34Cr4			1339 ± 10	1081 ± 6
KNDS4	925 °C, 60 мин	550 °C, 90 мин	1504 ± 16	1267 ± 17

Производители стали KNDS4 рекомендуют осуществлять промышленную термическую обработку этого материала при большей продолжительности. Поэтому также был изготовлен отдельный комплект образцов после термической обработки в течение 100 ч при тестовых температурах 200, 300, 400 и 500 °C для исследования механических свойств. Точность нагрева в промышленной печи ±5 °C.

Испытания на растяжение выполняли на цилиндрических образцах диаметром 12 мм и длиной 135 мм, выточенных из крепежных деталей после термической обработки. Образцы имели уменьшенный диаметр (4,00 ± 0,02) мм на длине (22 ± 2) мм в середине образца. При этом радиус кривизны переходной зоны от уменьшенного к полному диаметру образца составил 30 мм.

Испытания проводили при комнатной и повышенных температурах, используя установку MTS 858 (25 кН), работающую в режиме смещения.

Нагрев осуществляли с применением индукционной катушки, оснащенной высокочастотным индукционным генератором TruHeat HF 3005 мощностью 6 кВт, в которую помещали испытуемый образец. Температуру образцов измеряли с использованием трех термопар K-типа [19]. Для контроля температуры использовали среднюю термопару. Скорость нагрева составила 10 °C/с, затем выдержка 5 с при температуре испытания до приложения осевой нагрузки. Осевую нагрузку прикладывали при постоянной скорости деформации 0,136 $с^{-1}$ до разрушения образца согласно требованиям стандарта ISO 898-1 [1].

Измерения при наноиндентировании выполняли на полированных стальных образцах с использованием прибора Agilent G200, оснащенного индентором Берковича. Наконечник индентора был откалиброван с использованием контрольного образца из плавленого кварца. Было проведено 20 экспериментов по индентированию на каждом образце при постоянной нагрузке [20] с максимальной силой $F_{max} = 16 \cdot 10^{-3}$ Н для всех образцов. Данная сила нагружения выбрана для обеспечения глубины внедрения индентора минимум 150 нм для измерения макроскопического поведения материала [21]. Индентор нагружали до F_{max} в течение 20 с. Затем следовала выдержка под максимальной нагрузкой в течение 600 с при измерении глубины внедрения. После этого нагрузку снижали до $0{,}2F_{max}$ и поддерживали в течение 20 с для исследования теплового эффекта.

Результаты экспериментов оценивали по методу, приведенному в работе [20], согласно которому предложено использовать параметр P, определяющий тенденцию к деформированию материала при наноиндентировании при постоянной нагрузке, для сравнения поведения ползучести различных материалов при данной температуре. Параметр P определяют следующим образом:

$$P(t^*, \sigma^*) = \Delta h \left(\frac{dh}{dt} \right)_t, \quad (1)$$

где Δh — глубина внедрения индентора в материал образца от начала момента приложения постоянной нагрузки и до измеряемого времени t^*; $(dh/dt)_t$ — скорость изменения глубины внедрения за t^*; σ^* — напряжение.

При индентировании напряжения в металле максимальные в области наконечника индентора и более низкие в остальной зоне действия индентора. Исследования показали, что скольжение дислокаций является основным механизмом, с помощью которого происходит ползучесть материала при наноиндентировании вследствие возникновения больших напряжений вблизи наконечника индентора. Тем не менее ползучесть при наноиндентировании в материалах с малыми размерами зерен также может быть согласно по закону ползучести Coble (диффузионное течение) [18]. Так как исследуемые стали имели размеры зерен менее 0,4 мкм, было сделано предположение о возможности диффузионной ползучести.

В работе [20] предложено экспериментальное сравнение различных материалов при наноиндентировании при одинаковом времени нагружения t^* и одинаковой нагрузке F_{max}. В рассматриваемых экспериментах оценивали параметр P для трех исследуемых сталей при $t^* = 570$ с. Однако поскольку стали имели разную твердость, глубина внедрения индентора для каждой из них была различной. Это привело к разным контактным давлениям между индентором и образцами, поскольку все эксперименты выполняли при одинаковой нагрузке. При этом ожидается, что высокое контактное давление создаст более высокую степень скольжения дислокаций. Вследствие этого также оценивали параметр P для трех сталей при одной глубине внедрения индентора, т.е. при одном и том же напряжении σ, но различном времени t^*. Данные исследования по-

зволили сравнить ползучесть при наноиндентировании образцов из трех сталей при одном и том же контактном давлении [22]. При этом глубина внедрения индентора Δh = (300 ± 20) нм.

Исследование карбидов в сталях KNDS4 и34Cr4. Объемные доли карбидов, которые могут присутствовать в сплавах, были рассчитаны с помощью программного обеспечения ThermoCalc с применением базы данных TCFE06. Экспериментально карбиды в сталях исследованы по методу атомной зондовой томографии (APT) [16] с использованием лазерных импульсов. Частота импульсов 200 кГц; энергия лазера до 0,25 нДж; температура образца до 50 K; скорость испарения до 0,5 %. Анализ полученных данных выполняли с помощью программного обеспечения IVAS 3.6.1. Количественный анализ основан на определении распределения изотопов различных ионов соответствующих атомов [23]. Измерения по методу APT выполняли только для сталей KNDS4 и 34Cr4, так как сталь 33B2 имеет низкую концентрацию карбидов и более низкое значение соотношения предела текучести при повышенной температуре к пределу текучести при комнатной температуре σ/σ_0.

Оптимизация процесса термической обработки стали KNDS4. Также была изучена возможность улучшения механических свойств стали KNDS4 путем аустенизации при нагреве до температуры 1350 °С вместо 940 °С, что является максимальной мощностью современного промышленного оборудования для термической обработки. Сущность предлагаемой термической обработки заключается в растворении большего количества легирующих элементов при более высокой температуре для получения высокой плотности мелких карбидов и цементита при последующей закалке. Максимальное время выдержки при 1350 °С приняли равным 30 мин для возможности сравнения с результатами ранее проведенных исследований [16, 17]. Моделирование в программе ThermoCalc показало, что небольшая объемная доля фазы $Ti_4C_2S_2$ может образоваться в температурном диапазоне от 1070 до 1456 °С. Поэтому невозможно гарантировать, что все атомы Ti будут находиться в твердом растворе.

Введем следующие обозначения: сталь, закаленная с температуры 1350 °С, — KNDS4_1350, а сталь, закаленная с температуры 940 °С, — KNDS4_940. Аустенизация происходит после охлаждения стали до комнатной температуры с использованием газа гелия при скорости охлаждения 175...180 °С/с от начала закалки до температуры начала образования мартенсита (M_s) и скорости охлаждения 45 °С/с ниже температуры M_s. Все образцы подвергали изотермическому отпуску при температуре 550 °С в течение 5, 10, 30 или 60 мин для изучения изменения микроструктуры и твердости во времени при отпуске. Время нагрева до температуры изотермического отпуска 138 с. Температура отпуска 550 °С соответствует режиму промышленной термической обработки стали KNDS4 и исследованиям, проведенным в работах [16, 17].

Термической обработке подвергали стальные цилиндрические образцы диаметром 4 мм и длиной 10 мм. Применяли дилатометр Bähr 805 A/D (Bähr-Thermoanayse GmbH, Hällhorst, Германия).

Оптическую микроскопию и сканирующую электронную микроскопию (SEM) (JEOL JSM-6500F с полевым эмиссионным пистолетом) выполняли на протравленных поверхностях образцов. Дифракцию обратного рассеяния электронов EBSD (с использованием SEM с детектором Nordlys) измеряли на полированных поверхностях в растворе 8 % хлорной кислоты, 10 % бутилцеллулозы, 60 % этанола и 22 % воды. Полученные данные измерения EBSD далее были обработаны с помощью программного обеспечения Channel 5. Микротвердость по Виккерсу измеряли в 20 точках с использованием нагрузки 4,905 Н (500 гс).

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование механических свойств. На рис. 1 приведены примеры кривых деформирования трех

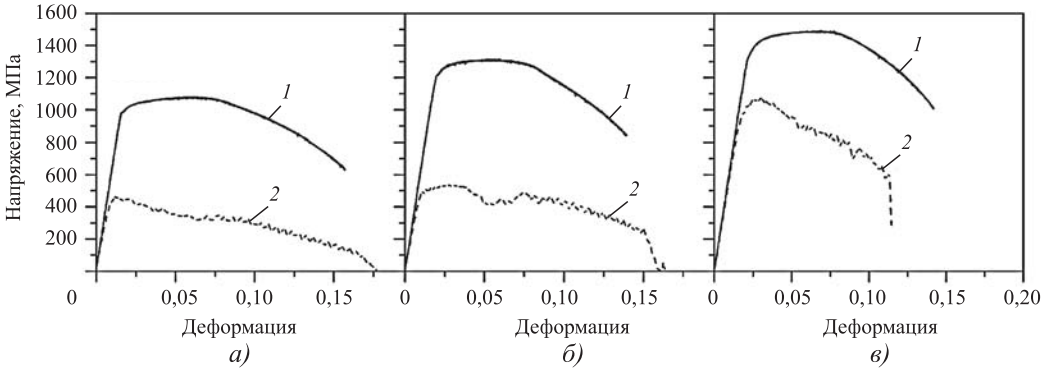


Рис. 1. Кривые деформирования сталей 33B2 (*а*), 34Cr4 (*б*) и KNDS4 (*в*) при комнатной температуре (*1*) и температуре 500 °С (*2*)

3. Предел текучести, МПа, сталей при повышенных температурах

Сталь	Температура, °С			
	200	300	400	500
33B2	782 ± 8	735 ± 11	541 ± 34	363 ± 12
33B2 (выдержка 100 ч)	777 ± 18	728 ± 4	537 ± 14	359 ± 13
34Cr4	886 ± 22	843 ± 32	658 ± 46	416 ± 23
34Cr4 (выдержка 100 ч)	889 ± 6	781 ± 7	663 ± 22	448 ± 9
KNDS4	1053 ± 8	957 ± 13	816 ± 20	798 ± 9
KNDS4 (выдержка 100 ч)	1056 ± 2	909 ± 18	855 ± 22	802 ± 15

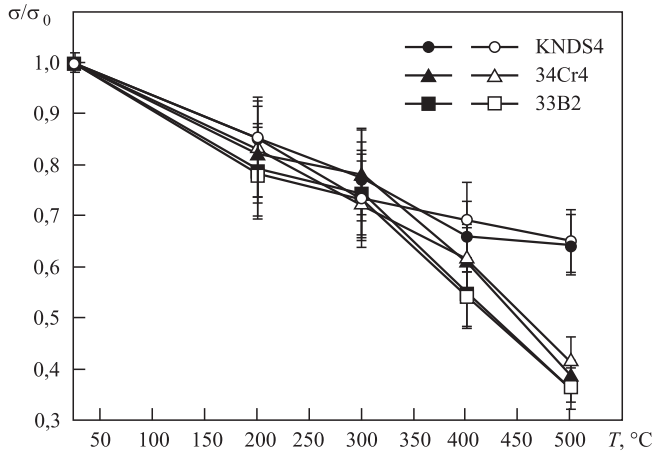


Рис. 2. Соотношение σ/σ_0 промышленно нагретых сталей 33B2, 34Cr4 и KNDS4 в зависимости от температуры испытаний через 5 с (●, ▲, ■) и 100 ч (○, △, □) выдержки

исследованных сталей при комнатной температуре и при температуре 500 °С. Предел текучести уменьшается с увеличением температуры для каждой стали.

На рис. 2 показано соотношение σ/σ_0 промышленно термообработанных сталей 33B2, 34Cr4 и KNDS4 в зависимости от температуры через 5 с и 100 ч выдержки. При 500 °С соотношение $\sigma/\sigma_0 \approx 0{,}65 \pm 0{,}06$ для стали KNDS4, что намного превышает значение соотношения при 500 °С $\sigma/\sigma_0 \approx 0{,}40 \pm 0{,}04$ для сталей 34Cr4 и 33B2. Для стали KNDS4 соотношение σ/σ_0 при температуре 500 °С не изменяется после 100 ч выдержки, как и через 5 с выдержки. Считается, что свойства стали KNDS4 улучшаются благодаря вторичным карбидам, которые образуются при закалке стали KNDS4.

В табл. 3 приведены данные, используемые для построения рис. 2.

На рис. 3 показаны результаты экспериментов по наноиндентированию: на рис. 3, *а* — значения параметра *P* (уравнение (1)), характеризующего тенденцию к деформированию при постоянной нагрузке трех сталей, который определяли при $t^* = 570$ с и глубине внедрения индентора (300 ± 20) нм; на рис. 3, *б* — графики зависимости сил деформирования от глубины внедрения индентора для трех сталей.

Из рис. 3, *а* видно, что сталь KNDS4 имеет более слабую тенденцию к деформированию, чем стали 34Cr4 и 33B2. Для всех исследуемых сталей при одинаковой глубине $\Delta h = (300 \pm 20)$ нм склонность к деформированию уменьшается с увеличением предела прочности при растяжении. При этом сталь KNDS4 имеет наименьшую тенденцию к деформированию, а сталь 33B2 — самую высокую тенденцию к деформированию.

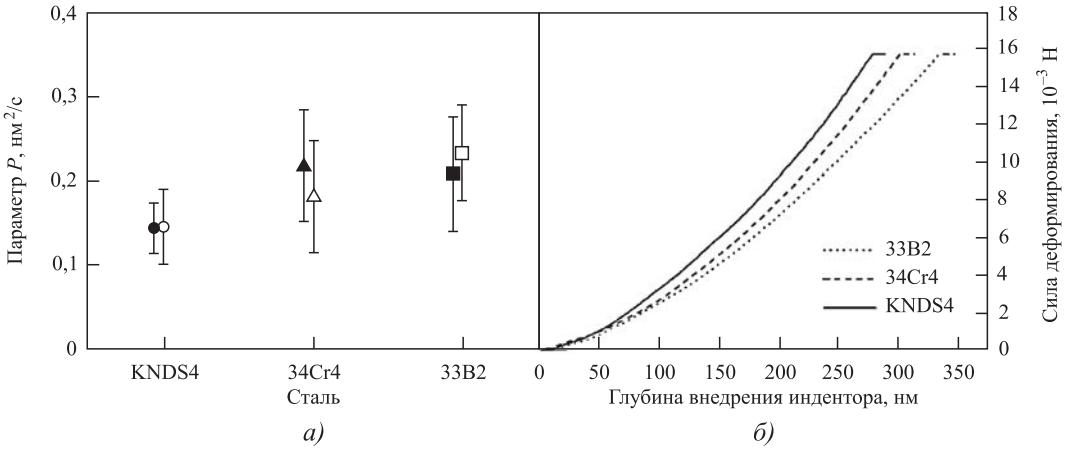


Рис. 3. Результаты экспериментов по наноиндентированию:
●, ▲, ■ — $t^* = 520...620$ с; ○, △, □ — $\Delta h = (300 \pm 20)$ нм

При одной и той же глубине внедрения индентора контактное напряжение между индентором и стальными образцами одинаково, так как нагрузка одинакова. Это контактное напряжение определяет ползучесть материала при наноиндентировании, которая является основным механизмом движения дислокаций. При этом диффузионная ползучесть может стать значимой при размерах зерен менее 0,4 мкм [18].

Исследования в работе [24] показали, что более высокое содержание углерода в стали приводит к небольшому уменьшению размера зерна мартенсита. Кроме этого, промышленная термическая обработка стали KNDS4 приводит к измельчению зерна из-за присутствия нерастворенных карбидов Ti. Таким образом, ожидается, что сталь KNDS4 будет иметь меньший размер зерна мартенсита и поэтому должна иметь более существенную составляющую диффузионной ползучести, чем стали 34Cr4 и 33B2. На рис. 3, *а* видно, что сталь KNDS4 имеет наибольшее сопротивление к движениям дислокаций из трех рассмотренных сталей. Лучшие свойства стали KNDS4 являются результатом более высокой плотности мелких и стабильных карбидов, которые предотвращают перемещения дислокаций при пластической деформации.

Из трех исследуемых материалов сталь KNDS4 имеет самую низкую плотность дислокаций, а сталь 34Cr4 — самую высокую. В работах [25, 26] приведено, что более высокая концентрация углерода приводит к более высокой плотности дислокаций мартенсита закалки. Плотность дислокаций стали KNDS4 после закалки на 3 и 6 % выше, чем стали 34Cr4 и 33B2 соответственно. Однако последующий отпуск приводит к заметному уменьшению плотности дислокаций, что зависит от температуры отпуска. Уменьшение плотности дислокаций составит до 30 % для отпуска при 460 °C и до 50 % для отпуска при 550 °C [27]. Зарождение карбидов в сталях KNDS4 и 34Cr4 предотвратит восстановление дислокаций незначительно, поскольку продолжительность отпуска 60 мин [17]. Параметр *P* не определяет основные характеристики ползучести материала, а используется только для сравнения свойств трех крепежных сталей. При дальнейших исследованиях необходимо провести также стандартные испытания материалов на ползучесть для получения всех характеристик ползучести стали KNDS4.

Исследование карбидов. На рис. 4 приведены зависимости мольной доли стабильных карбидных фаз в сталях KNDS4, 34Cr4 и 33B2 в зависимости от температуры, рассчитанные с использованием программы ThermoCalc. Фазы с мольной долей менее 0,0005 не показаны.

При температуре отпуска промышленной термообработки фракций стабильных фаз карбида в сталях KNDS4 и 34Cr4 значительно больше, чем в стали 33B2. Карбиды равновесного сплава в стали KNDS4 при температуре 560 °C: M_7C_3, $M_{23}C_6$, TiC и MC. Фаза M_7C_3 имеет максимальную мольную долю. Основным равновесным карбидом в стали 34Cr4 является фаза M_7C_3. Основной карбид стали 33B2, состоящий в основном из C, Ti и Cr, имеет кубическую гранецентрированную решетку (ГЦК).

Более высокие мольные доли карбидов в сталях KNDS4 и 34Cr4 могут приводить к увеличению осаждения. Небольшое осаждение карбидов может уменьшить подвижность дислокаций при комнатной и повышенной температурах, что приведет к увеличению предела текучести при повышенных температурах и снижению скорости ползучести сталей KNDS4 и 34Cr4.

При температуре аустенизации промышленной термообработки стали KNDS4 равновесная мольная доля TiC составляет 0,0015, это означает, что большинство атомов Ti не растворяется в аустените. Поэтому предполагается, что при отпуске стали KNDS4 образование TiC будет ограничено, а также, что первичное осаждение TiC будет сравниваться со вторичным осаждением TiC, которое может произойти во время отпуска [28].

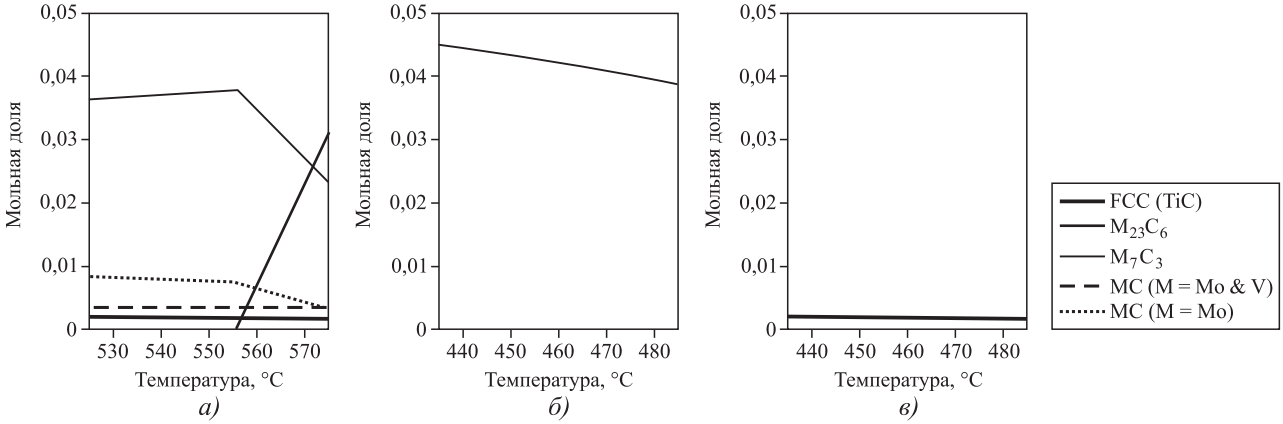


Рис. 4. Концентрации стабильных фаз карбидов в сталях KNDS4 (*а*), 34Cr4 (*б*) и 33B2 (*в*) в зависимости от температуры (в температурном интервале отпуска)

Исследования с помощью метода атомной зондовой томографии (АТР) проводили для сталей KNDS4 и 34Cr4. Сталь 33B2 была исключена, поскольку расчеты в программе ThermoCalc показали, что доля осадка карбида очень мала и предел текучести стали 33B2 немного ниже, чем стали 34Cr4. В табл. 4 приведены равновесные композиции стабильных фаз в сталях KNDS4 и 34Cr4, рассчитанных с помощью программы ThermoCalc, а также состав матрицы, измеренный с помощью метода АРТ.

Измерения с помощью метода АРТ показали, что концентрации элементов в матрице сталей KNDS4 и 34Cr4 после термообработки близки к общему составу стали согласно табл. 1. Поэтому был сделан вывод о том, что перераспределение легирующих элементов в цементите и карбидах не оказывает существенного влияния на средний состав матрицы при отпуске в течение до 60 мин. После 60 мин мартенситная матрица все еще пересыщена легирующими элементами. Поэтому дальнейший рост и возможное зарождение карбидов, вероятно, произойдут во время длительного отпуска обеих сталей. Атомы Ti не были обнаружены с помощью метода АРТ в образце из стали KNDS4. Это может быть результатом пространственного распределения стабильных первичных карбидов TiC, которые отсутствовали в исследуемом объеме и низкой концентрации атомов Ti в твердом растворе, которая ниже уровня обнаружения метода АРТ. Моделирование в программе ThermoCalc показало, что при температуре 940 °C мольная доля стабильного осаждения TiC составляет 0,002 и что только $9 \cdot 10^{-6}$ % мас. Ti находятся в виде твердого раствора.

Измерения промышленно нагретых сталей KNDS4 и 34Cr4 с помощью метода АРТ позволили установить, что карбиды отличаются от основной матрицы концентрацией углерода. При этом концентрация углерода в матрице составляет 0,20 и 0,34 % ат. для сталей KNDS4 и 34Cr4 соответственно, а концентрация углерода в карбидах превышает 10 %. Затем цементит и карбиды сравнивали по концентрации Cr, Mn и Mo после корректировки количества атомов.

Концентрации атомов, измеренные методом АРТ, не могут быть непосредственно сопоставлены с композициями, рассчитанными в программе ThermoCalc, поскольку общая эффективность обнаружения с помощью метода АРТ ограничена и некоторые атомы матрицы будут включены в воксели, окружающие поверхности карбидов. Кроме того, атомы углерода не могут быть обнаружены из-за миграции поверхности [29], а измеренная концентрация углерода может быть слишком низкой из-за смещения детектора [23].

Устойчивыми карбидами в стали 34Cr4 при промышленной температуре отпуска являются цементит и M_7C_3. Основное различие между этими карбидами заключается в концентрации Mn и Cr. Измерения методом АРТ показали, что малые карбиды

4. Равновесные концентрации, % ат., C, Mn, Cr, Mo, V и Ti в матрице и в стабильных фазах сталей KNDS4 и 34Cr4 при температуре отпуска, определенные с помощью программы ThermoCalc и измеренные методом АРТ

Параметр	C	Mn	Cr	Mo	V	Ti
Сталь KNDS4						
Матрица	0,007	0,23	0,14	0,03	0,00	0,00
Матрица (АРТ)	0,34	0,52	0,97	0,55	0,07	0,00
Цементит	25,0	4,6	9,2	0,3	—	—
M_7C_3	30,0	6,0	25,4	3,8	0,1	
$M_{23}C_6$	36,3	0,8	33,6	8,4	0,03	
MC_ETA	50,0	—	—	25,8	24,2	
FCC_TiC	49,9	0,1	18,7	0,6	1,2	27,0
MC_SHP	50,0	—	—	50,0	—	—
Большие карбиды (АРТ)	25	1,9 ± 0,4	2,6 ± 0,4	1,7 ± 0,1		
Малые карбиды (АРТ)	30	4,7 ± 2,2	6,0 ± 1,0	5,1 ± 0,7	0,5 ± 2	0.0
Сталь 34Cr4						
Матрица	0,001	0,19	0,05	0,00	0,00	—
Матрица (АРТ)	0,20	0,79	1,07	0,09	0,00	
Цементит	25,0	8,3	7,9	0,1	—	
M_7C_3	30,0	12,7	23,4	0,5		
Большие карбиды (АРТ)	25	0,9 ± 0,1	1,5 ± 0,2	0,06 ± 0,02	0,004 ± 0,002	
Малые карбиды (АРТ)	30	5,4 ± 2,3	8,9 ± 3,3	0,17 ± 0,12	0,04 ± 0,02	

значительно обогащены Cr и Mn, чем крупные карбиды: малые карбиды содержат (2,5 ± 0,8) % ат. Mn и (3,9 ± 1,3) % ат. Cr, крупные карбиды — (1,0 ± ± 0,2) % ат. Mn и (1,6 ± 0,4) % ат. Cr. Это указывает на то, что малые карбиды — M_7C_3, а крупные карбиды — цементит. Отметим, что атомы матрицы включены в воксели этих карбидов, что ведет к "разбавлению" концентрации Mn и Cr. Этот эффект должен быть более выраженным для карбидов M_7C_3, поскольку они меньше. Для корректировки результатов измерения небольших карбидов методом АРТ атомы матрицы были удалены из числа атомов карбидов до достижения ожидаемой концентрации углерода обоих карбидов (25 и 30 % ат. для цементита и M_7C_3 соответственно). Скорректированные значения представлены в табл. 4.

Среднее количество атомов, измеренных в карбидах, составляет (330 ± 290) атомов для стали KNDS4 и (3270 ± 2500) атомов для стали 34Cr4. Средние размеры карбидов были вычислены, исходя из предположения их сферической формы. Карбиды M_7C_3 имеют орторомбическую кристаллическую структуру с параметрами решетки a = 0,4526 нм, b = 0,7010 нм, c = 1,2142 нм и 40 атомов на единицу ячейки [30]. Средний диаметр карбида составляет 1,8 нм для стали KNDS4 и 3,9 нм для стали 34Cr4.

Эффект повышения концентрации карбидов $\Delta\sigma_P$ оценивают в соответствии с уравнением Орована—Эшби (Orowan—Ashby) [31]:

$$\Delta\sigma_P = \left(\frac{0,538Gbf^{1/2}}{d}\right)\ln\left(\frac{d}{2b}\right), \qquad (2)$$

где d — средний диаметр осадка; G — модуль сдвига матрицы (G = 80 ГПа [17]); b — длина вектора Бюргерса (b = 0,248 нм [11]); f — объемная доля осадка.

В качестве входных данных для f использовали данные моделирования мольных фракций в программе ThermoCalc при соответствующей температуре отпуска сталей KNDS4 и 34Cr4. Затем значения прочности были преобразованы в значения твердости HV следующим образом: HV = $\sigma_P/3$ [24].

Повышение концентрации карбидов в стали KNDS4 способствует достижению твердости 492 HV, а в стали 34Cr4 — до 387 HV.

Большее влияние карбидов для стали KNDS4 по сравнению со сталью 34Cr4 указывает на более существенный пиннинг-эффект. Поэтому более высокие предел текучести стали KNDS4 при повышенных температурах получен вследствие меньшего размера осадка карбида по сравнению со сталью 34Cr4. Небольшой осадок из карбида стали KNDS4 будет препятствовать движению дислокаций, что, в свою очередь, уменьшает скорость ползучести при наноиндентировании стали KNDS4.

Оптимизация термической обработки стали KNDS4. Сравнение эволюции микроструктуры и твердости при закалке стали KNDS4 после различных температур аустенизации с результатами предыдущих исследований, выполненных на модельном сплаве стали Fe—C—Mn—Ti с аналогичными концентрациями углерода и титана [16, 17], показало, что вязкость мартенситных структур может быть улучшена путем измельчения мартенсита (бывшее аустенитное зерно, размер пакета и блока [32, 33]). Поэтому важно избегать огрубления микроструктуры во время термообработки.

Величина бывшего аустенитного зерна и величина цементита. Величину бывших аустенитных зерен измеряли с использованием метода линейного перехвата на опытных образцах. При этом величина аустенитного зерна сталей KNDS4_1350 и KNDS4_940 составила (750 ± 179) и (8 ± 1,5) мкм соответственно. Эта разница в величине аустенитного зерна напрямую связана с температурой аустенизации, поскольку скорость роста зерна увеличивается с повышением температуры. Более того, устойчивые фазы TiC и MnS препятствуют мобильности границ зерен аустенита при обработке аустенитизации при температуре 940 °C (рассчитано с использованием программы ThermoCalc). Эти фазы отсутствуют при 1350 °C, что позволяет зернам аустенита расти быстрее в стали KNDS4_1350.

На рис. 5 приведены микроструктуры, полученные методом растровой электронной микроскопии (SEM), сталей KNDS4_1350, KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti при малом увеличении в закаленном состоянии, а также изменение среднего радиуса цементитных частиц трех сталей в зависимости от времени отпуска. Зоны самоотпуска (см. рис. 5, *а—в*) проявляются

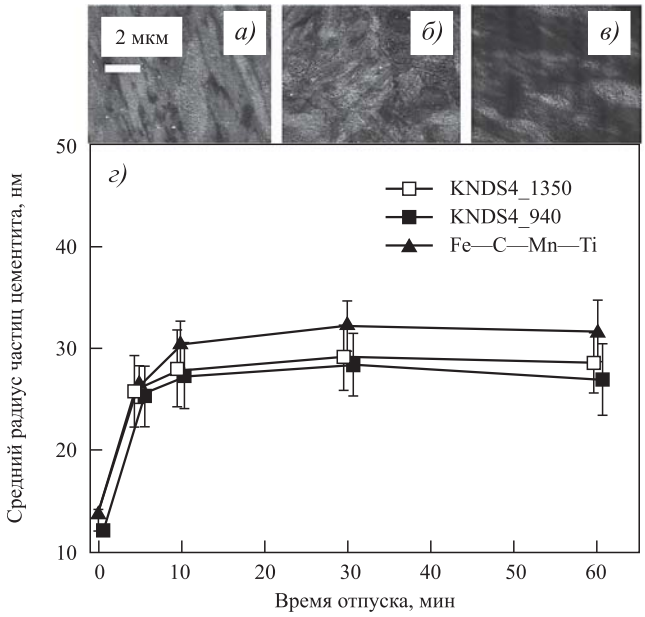


Рис. 5. Микроструктуры исследуемых сталей:

а — KNDS4_1350; *б* — KNDS4_940; *в* — Fe—C—Mn—Ti; *г* — зависимость среднего радиуса частиц цементита для исследуемых сталей от времени отпуска при температуре 550 °C

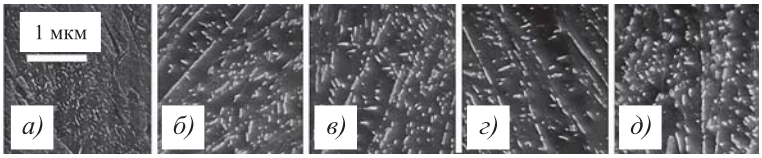


Рис. 6. Микроструктуры стали KNDS4_1350 (частицы цементита): *а* — после закалки; *б—д* — через 5, 10, 30 и 60 мин отпуска при температуре 550 °С

в виде белых областей из-за мелких карбидов железа. Степень самоотпуска выше в сталях KNDS4, чем в стали Fe—C—Mn—Ti. Площадь зоны самоотпуска в двух сталях KNDS4 составляет 80...90 %. При этом сталь KNDS4_1350 немного более склонна к самоотпуску, чем сталь KNDS4_940. В стали Fe—C—Mn—Ti площадь зоны самоотпуска — 40...50 %.

Отдельные размеры частиц цементита изучали с помощью растрового электронного микроскопа с более высоким увеличением, которые представлены на рис. 6.

Средний радиус частиц цементита можно рассчитать по формуле

$$R = \sqrt{\left(\frac{w}{2}\right)\left(\frac{l}{2}\right)}, \qquad (3)$$

где w, l — средние ширина и длина частицы цементита на растровом изображении микроструктуры.

Частицы цементита быстро растут в течение первых 5...10 мин отжига. После этого их размер стабилизируется.

Размер блока мартенсита и ширина границ блока. Были определены границы мартенситных блоков как границы между двумя соседними пикселями с разориентацией, превышающей 10° [34]. Средний размер блока измеряли на обратных полюсных фигурах мартенсита. Средний размер мартенситного блока после закалки составил 4,1 мкм^2 в стали KNDS4_1350 и 2,4 мкм^2 в KNDS4_940. Разброс по размеру зерна велик в обеих сталях KNDS4. Площадь наибольшего и наименьшего зерна в стали KNDS_1350 составляет 30,0 и 0,1 мкм^2 соответственно, а в стали KNDS4_940 — 19,6 и 0,1 мкм^2 соответственно. Отметим, что при закалке при температуре 550 °С не происходит укрупнения блоков.

В более ранних исследованиях показано, что области, примыкающие к границам блоков в мартенсите, не могут быть определены методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), поскольку эти области имеют высокую плотность дислокаций [16, 21]. Образцы Kikuchi, полученные во время измерений методом EBSD, обычно имеют ухудшенные характеристики шероховатости поверхности, границ зерен, дислокации или осадка, которые приводят к деформации в решетке [35]. Как указано выше, результаты измерения методом EBSD показали, что укрупнение блоков не происходит. Следовательно, относительные изменения количества неиндексированных точек во время отпуска являются результатом изменений в уровне деформации стали, например, при восстановлении дислокаций и зарождении осадка. Восстановление дислокаций приводит к уменьшению неиндексированных точек, а зарождение осадка — к увеличению неиндексированных точек, поскольку осадок слишком мал для индексации (размер пятна луча будет охватывать матрицу и осадок) и вызывает деформации в окружающих решетках. Небольшие карбиды также предотвращают восстановление (путем закрепления дислокаций).

На рис. 7 показана средняя ширина неиндексированных границ мартенситного блока в сталях KNDS4_1350, KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti в зависимости от времени отпуска при температуре 550 °С. В закаленном состоянии ширина неиндексированных границ блоков в двух сталях KNDS4 аналогична и немного меньше ширины неиндексированных границ блоков в стали Fe—C—Mn—Ti. В течение первых 5 мин закалки ширина неиндексированных областей интенсивно уменьшается в сталях KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti и менее интенсивно — в стали KNDS4_1350. Быстрое уменьшение ширины неиндексированной границы в стали Fe—C—Mn—Ti в течение первых 5 мин отпуска вследствие восстановления в мартенсите установлено в работах [16, 17].

При закалке в течение 5...10 мин ширина неиндексированных граничных областей продолжает уменьшаться в стали Fe—C—Mn—Ti, а в стали KNDS4_1350 — значительно увеличивается. Увеличение неиндексированной ширины границы в стали KNDS4_1350 является результатом быстрого зарождения и роста осадка. Более ранние исследования стали Fe—C—Mn—Ti показывают,

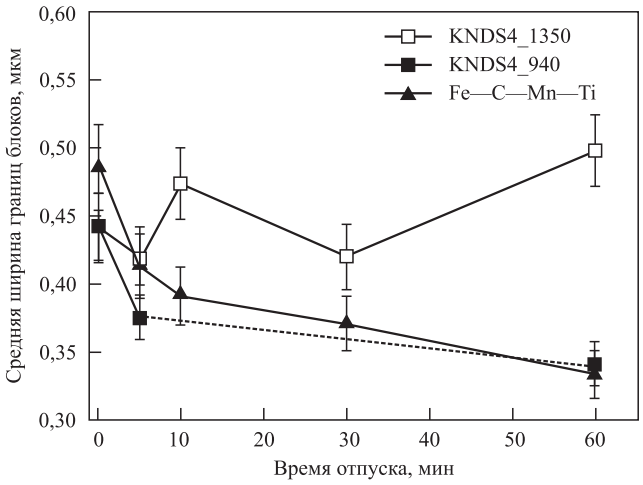


Рис. 7. Ширина неиндексированных границ мартенситных блоков в сталях KNDS4_1350, KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti в зависимости от времени отпуска при температуре 550 °С

что зарождение и рост осадка TiC происходит между 5 и 10 мин. Следовательно, увеличение неиндексированных точек на границах блоков стали KNDS4_1350, указывает на то, что плотность осадка в стали KNDS4_1350 более высокая по сравнению со сталью Fe—C—Mn—Ti.

При отпуске в течение 10...30 мин ширина неиндексированных границ незначительно уменьшается в сталях KNDS4_1350 и Fe—C—Mn—Ti, что свидетельствует о том, что восстановление происходит параллельно с зарождением и ростом карбидов. При отпуске в течение 30...60 мин ширина неиндексированных границ в стали KNDS4_1350 продолжает увеличиваться, а в стали Fe—C—Mn—Ti уменьшается. Увеличение, наблюдаемое для стали KNDS4_1350, указывает на то, что осадок карбида вырос до размера, вызывающего деформацию в решетке и искажающего образец Kikuchi. В стали Fe—C—Mn—Ti не наблюдается увеличения ширины неиндексированных границ блоков, поэтому карбиды сплавов в стали Fe—C—Mn—Ti имеют меньший размер и, возможно, меньшую плотность.

В сталях Fe—C—Mn—Ti и KNDS4_940 происходит уменьшение ширины неиндексированных границ при отпуске в течение 5...60 мин. Общее уменьшение ширины неиндексированной границы блока в стали KNDS4_940 указывает на то, что плотность карбидов сплавов, которые зарождаются и растут во время отпуска, ниже в стали KNDS4_940, чем в стали KNDS4_1350.

Изменение микротвердости в зависимости от времени отпуска. На рис. 8 показано изменение микротвердости сталей KNDS4_1350, KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti в зависимости от времени отпуска при температуре 550 °C.

Микротвердость стали KNDS4_1350 выше, чем микротвердость стали KNDS4_940 при любом времени отпуска. Разница составляет 29 HV после закалки и

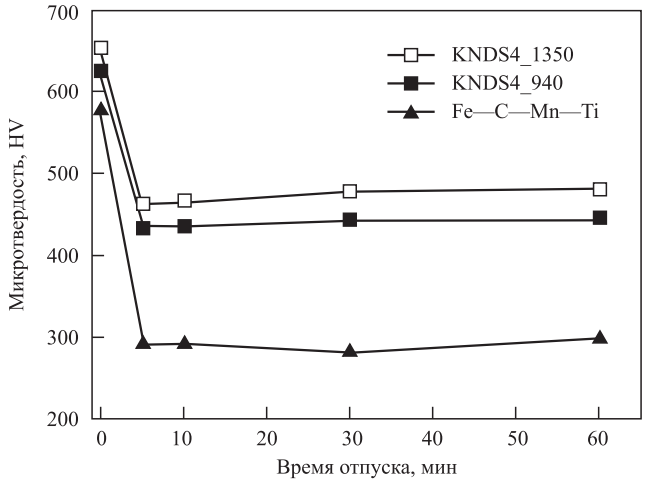


Рис. 8. Зависимость микротвердости сталей KNDS4_1350, KNDS4_940 и Fe—C—Mn—Ti от времени отпуска при температуре 550 °C

в течение первых 10 мин отпуска, а затем увеличивается до 37 HV после 60 мин отпуска. Эта разница в микротвердости может быть обусловлена: различной плотностью дислокаций; различными концентрациями элементов в твердом растворе; различиями в упрочнении границ зерен и/или различными плотностями осадка.

Исследована причина разности твердости между сталями KNDS4_1350 и KNDS4_940 в состоянии закалки вследствие различий в упрочнении границ зерен и различной плотности осадка.

Исследования, проведенные методом EBSD, показали, что ширина неиндексированных блочных граничных областей двух сталей KNDS4 аналогична в закаленном состоянии (см. рис. 7). Поэтому ожидается, что плотность дислокаций будет одинаковой в двух сталях.

Разница в упрочнении элементов в твердом растворе сталей KNDS4_1350 и KNDS4_940 в закаленном состоянии можно определить по формуле [36]

$$\Delta\sigma_{ss} = \sum_i K_i c_i, \qquad (4)$$

где K_i — константа для i-го элемента сплава; c_i — концентрация i-го элемента, % мас.

Сделано предположение, что все элементы, находящиеся в твердом растворе во время аустенизации, остаются в твердом растворе в закаленном состоянии. Поэтому расчеты могут приводить к различиям только для элементов, которые присутствуют в стабильных фазах при соответствующей температуре аустенизации, поскольку обе стали KNDS4 имеют одинаковый общий состав. Моделирование в программе ThermoCalc показало, что фазы TiC и MnS стабильны при температуре 940 °C, а фаза $Ti_4C_2S_2$ стабильна при температуре 1350 °C. Концентрация Ti в твердом растворе аустенита составляет $9\cdot10^{-6}$ % мас. при 940 °C и 0,03 % мас. при 1350 °C, концентрация Mn в твердом растворе аустенита при температуре 940 °C равна 0,0044 % мас. Также моделирование в программе ThermoCalc показало, что концентрация S сходна при температурах 940 и 1350 °C, так как S перераспределяется в MnS при 940 °C и в $Ti_4C_2S_2$ при 1350 °C. Поэтому расчет выполняли только для элементов Ti и Mn.

Константы K_{Mn} = 35 МПа/% [25] и K_{Ti} = = 1680 МПа/% [17]. Рассчитанная разность твердости сталей KNDS4_1350 и KNDS4_940 вследствие влияния Mn и Ti составила 22 HV, при этом сталь KNDS4_1350 более твердая.

Для расчета вклада прочности блока мартенсита σ_{gb} в общую прочность сталей KNDS4_1350 и KNDS4_940 использовали уравнение Холла—Петча [37]

$$\sigma_{gb} = k_{gb} D^{-1/2}, \qquad (5)$$

где k_{gb} — коэффициент Холла—Петча; D — средний диаметр мартенситных блоков. В расчете использовали средний диаметр блока, измеренный методом EBSD.

Коэффициент k_{gb} = 17,4 МПа·мм$^{1/2}$ [11]. Упрочняющий эффект мартенситного блока составляет 139 HV для стали KNDS4_940 и 121 HV для стали KNDS4_1350.

Также было сделано предположение, что осадки приводят к увеличению твердости на 24,4 HV в стали KNDS4_1350, чтобы результаты расчетов соответствовали измеренной разности твердости 29 HV между сталями KNDS4_1350 и KNDS4_940 в закаленном состоянии. Существует несколько типов осадка, которые могут способствовать дисперсионному упрочнению стали KNDS4_1350: M_7C_3, который образуется во время отпуска, $Ti_4C_2S_2$, который может образоваться во время аустенизации и небольшие карбиды железа после самоотпуска.

Согласно формуле (2), наименьший размер (диаметр) осадка, который может вызвать дисперсионное упрочнение, составляет 0,5 нм. Параметры решетки для карбидов M_7C_3 показали, что для образования осадка M_7C_3 диаметром 0,5 нм требуется примерно 7 атомов. Таким образом, зарождение карбидов типа M_7C_3 способствует быстрому началу дисперсионного упрочнения стали. Моделирование в программе ThermoCalc показало, что $Ti_4C_2S_2$ устойчив в аустените при температурах выше 1070 °С, поэтому возможно, что $Ti_4C_2S_2$ зарождается как небольшой осадок во время аустенизации стали KNDS4_1350. Равновесная объемная доля $Ti_4C_2S_2$ в стали KNDS4_1350 составляет $3{,}77\cdot10^{-4}$ при температуре 1350 °С. Эта объемная доля осадков размером 0,62 нм может генерировать увеличение твердости на 25 HV.

Небольшая разница в самоотпуске двух сталей KNDS4 после закалки также может вызвать разницу в твердости. Используя средний размер осадка карбида железа и самоотпуск (80 % для стали KNDS4_940 и 90 % для стали KNDS4_1350), можно получить разность твердости 12,5 HV. Следовательно, увеличение твердости на 24,4 HV в стали KNDS4_1350 может быть вызвана комбинацией различных типов осадков.

Увеличение разности твердости между сталями KNDS4_1350 и KNDS4_940 от 29 HV в закаленном состоянии до 35 HV после 30 мин отпуска подтверждает, что в стали KNDS4_1350 появляется и растет осадок с более высокой плотностью, чем в стали KNDS4_940, поскольку ни один другой упрочняющий механизм не приводит к дисперсионному упрочнению в этих двух сталях во время отпуска.

Кроме того, на рис. 8 показано, что при температуре 550 °С происходит изменение твердости двух сталей KNDS4. Твердость уменьшается на 190 HV в течение первых 5 мин отпуска, а затем начинает увеличиваться. В работе [17] показано, что снижение твердости стали Fe—C—Mn—Ti в течение первых 5 мин отпуска при 550 °С происходит главным образом из-за восстановления (около 210 HV) и укрупнения Fe_3C (около 60 HV).

Для расчета упрочняющего эффекта осадка цементита в стали KNDS4 использовали формулу (2). Вклад твердости, обусловленный небольшими частицами цементита в двух сталях KNDS4, составляет 191 HV в состоянии закалки. Уменьшение твердости за счет укрупнения цементита в течение первых 5 мин отпуска составляет до 98 HV для обеих сталей KNDS4, так как нет существенной разницы в их цементитных частицах. Основной причиной снижения высокой твердости стали KNDS4 является то, что эта сталь содержит более высокую объемную долю мелких карбидов железа в закаленном состоянии из-за самоотпуска (области самоотпуска занимают 40...50 % в стали Fe—C—Mn—Ti и 80...90 % в KNDS4). Таким образом, укрупнение карбидов железа на ранних этапах отпуска приводит к большой потере твердости в KNDS4.

Оставшееся снижение твердости на 92,6 HV для стали KNDS4 в течение первых 5 мин отпуска (из общего уменьшения твердости 190 HV) происходит за счет уменьшения упрочняющего эффекта от комбинации твердого раствора, осадков и дислокаций (восстановление). Совокупный эффект твердого раствора, осадков и дислокаций является сложным. Когда новые осадки зарождаются и растут, они могут вызывать дислокации и уменьшать восстановление. Формирование осадков приводит к перераспределению атомов сплава из твердого раствора в осадки, что приведет к уменьшению упрочнения твердого раствора.

Упрочнение дислокации в мартенсите может способствовать очень высокой твердости в закаленном состоянии (до 274 HV) [17], тогда как дисперсионное упрочнение дает более низкий вклад в твердость. Поскольку осадки появляются и растут, легирующие элементы будут перераспределены из твердого раствора в осадки. Однако измерения матричного состава промышленно нагретой стали KNDS4 методом APT (см. табл. 3) показали, что концентрация легирующих элементов остается стабильной в матрице во время отпуска. Поэтому ожидается, что неучтенная потеря твердости на 92,6 HV будет результатом только восстановления.

Таким образом, прочность и твердость стали KNDS4 можно увеличить при использовании более высокой температуры аустенизации, чем температура применяемой промышленной термообработки. Однако более высокая температура способствует появлению более крупных зерен, чем при промышленной термообработке, что может снизить вязкость стали KNDS4 [32, 33] и поэтому не подходит для крепежных деталей двигателя. Кроме того, зарождение карбидов сложных сплавов в мартенситной стали, содержащей несколько карбидообразующих элементов, образующих карбид, происходит быстрее, чем зарождение карбидов сплавов в стали, содержащей только один карбидообразующий элемент. Это подтверждено исследованиями [38—40], в которых установлено, что зарождение карбидов ванадия и титана в стали усиливается при легировании Mo.

Выводы

В результате сравнения свойств ультравысокопрочной крепежной стали KNDS4 и обычных вы-

сокопрочных крепежных сталей 34Cr4 и 33B2 при комнатной температуре и при повышенных температурах на основе изучения микроструктурных механизмов и исследования особенностей термической обработки стали KNDS4 установлено:

1. Сталь KNDS4 имеет более высокое соотношение предела текучести при повышенной температуре 500 °С к пределу текучести при комнатной температуре, чем обычные высокопрочные стали. Увеличение времени выдержки при повышенных температурах не влияет на данное соотношение предела текучести.

2. Сталь KNDS4 (класс прочности 14.9) имеет самую низкую скорость ползучести при наноиндентировании, затем следует сталь 34Cr4 (класс 12.9) и сталь 33B2 (класс 10.9).

3. Сталь KNDS4 имеет более высокие механические свойства, потому что размер карбидов в данной стали меньше, чем в стали 34Cr4.

4. Изменение стандартной промышленной термообработки стали KNDS4 до температуры аустенизации 1350 °С может повысить твердость на 8 %. Увеличение связано с более эффективным растворением легирующих элементов во время аустенизации, что увеличивает объемную долю карбидов, которые образуются во время последующего отпуска, и тем самым создает дисперсионное упрочнение. При этом стандартная промышленная термообработка приводит к образованию мартенситных блоков меньших размеров, что может повысить вязкость стали.

5. Механические свойства при повышенной температуре и низкая скорость ползучести стали KNDS4 позволяют сделать вывод о том, что крепежные детали из этой стали можно применять при более высоких температурах эксплуатации, чем крепежные детали из традиционных высокопрочных сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ISO 898-1: 2013.** Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel. Part 1.
2. **ASM Handbook.** Failure Analysis and Prevention / ed. by W.T. Becker and R.J. Shipley. Materials Park. Ohio, USA. 2002. Vol. 11. 818.
3. **Engineering** Failure Analysis / N. Eliaz, A. Shachar, B. Tal, D. Eliezer. 2002. 9. 176.
4. **JSAE** / T. Seguchi, C. Hanai, O. Nakano, Y. Namimura. 20037061. 2003. 255.
5. **Wire J. Int.** / Y. Namimura, N. Ibaraki, W. Urushihara, T. Nakayama. Jan. 2003. 62.
6. **Freeman S., Honeycombe R.W.K.** // Metal Science. Feb. 1977. 59.
7. **Metall. Mater. /** M. Charleux, W.J. Poole, M. Militzer, A. Deschamps. Trans. 2001. 32A., 1635.
8. **Mater. Sci. Eng.** / C.Y. Chen, H.W. Yen, F.H. Kao, W.C. Li, C.Y. Huang, J.R. Yang, S.H. Wang. 2009. A499. 162.
9. **Mater. Sci. Tech.** / S. Shanmugam, M. Tanniru, R.D.K. Misra, D. Panda, S. Jansto. 2005. 21. 883.
10. **J. Mater. Sci.** / L. Xu, J. Shi, W.Q. Cao, M.Q. Wang, W.J. Hui, H. Dong. 2011. 46. 3653.
11. **Mater. Sci. Eng.** / Y. Han, J. Shi, L. Xu, W.Q. Cao, H. Dong. 2011. A530. 643.
12. **Klueh R.L., Hashimoto N., Maziasz P.J. //** J. Nuclear Mater. 2007. 367—370. 48.
13. **Maruyama K., Sawada K., Koike J.I.** // ISIJ Int. 2001. 41. 641—653.
14. **Taneike M., Fujitsuna N., Abe F.** // Mater. Sci. Tech. 2004. 20. 1455.
15. **Acta Mater.** / P. Michaud, D. Delagnes, P. Lamesle, M.H. Masthon, C. Levaillant. 2007. 55. 4877.
16. **ISIJ Int.** / C.E.I.C. Ohlund, J. Weidow, M. Thuvander and S.E. Offerman. 2014. 54. 2890.
17. **ISIJ Int.** / C.E.I.C. Ohlund, D. den Ouden, J. Weidow, M. Thuvander, S.E. Offerman. 2015. 55. 883.
18. **Acta Metall. Mater.** / W.B. Li, J.L. Henshall, R.M. Hopper, K.E. Easterling. 1991. 39. 3099.
19. **Ghodrat S., Delft T.U.** Thermo-Mechanical Fatigue of compacted graphite iron in diesel engine components: Ph. D. thesis. 2013.
20. **Goodall R., T.W. Clyne** // Acta Mater. 2006. 54. 5489.
21. **Ohlund C.E.I.C., Offerman S.E., Schlangen E.** // Mater. Sci. Eng. 2013. A560. 351.
22. **Zhang L., Sekido N., Ohmura T.** // Mater. Sci. Eng. A. 2014. 611. 188.
23. **Ultramicrosc.** / M. Thuvander, J. Weidow, J. Angseryd, L.K. Falk, M. Sonestedt, K. Stiller, H.O. Andrén. 2011. 111. 604.
24. **Acta Mater.** / B. Huthcinson, J. Hagstrom, O. Karlsson, D. Lindell, M. Tornberg, F. Lindberg, M. Thuvander. 2011. 59. 5845.
25. **Nordstrom L.A. Scand. J.** // Metall. 1976. 5. 159.
26. **Morito S., Nishikawa J., Maki T.** // ISIJ Int. 2003. 43. 1475.
27. **ISIJ Int.** / S. Takebayashi, T. Kunieda, N. Yoshinaga, K. Ushioda, S. Ogata. 2010. 50. 875.
28. **ISIJ Int.** / F.-G. Wei, T. Hara, T. Tsuchida, K. Tsuzaki. 2003. 43. 539.
29. **Ultramicrosc.** / B. Gault, F. Danoix, K. Hoummada, D. Mangelinck, H. Leitner. 2012. 113. 182.
30. **J. App. Phys.** / B. Xiao, J.D. Xing, J. Feng, C.T. Zhou, Y.F. Li, X.J. Xie, Y.H. Cheng. 2009. 42. 5415.
31. **Gladman T.** // Mater. Sci. Tech. 15. 1999. 30.
32. **Naylor J.P. //** Metall. Mater. Trans. 1979. 10A. 861.
33. **Scripta Mater.** / C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, H. Dong. 2008. 58. 492.
34. **Ohmura T., Tsuzaki K., Matsuoka S.** // Philos. Mag. 2002. A82. 1903.
35. **Wright S.I., Nowell M.M., Field D.P.** // Microsc. Microanal. 2011. 17. 316.
36. **Gladman T.** The physical metallurgy of microalloyed steels // The University press. London. 1997. 33.
37. **Friedman L.H., Chrzan D.C.** // Phys. Rev. Lett. 1998. 81. 2715.
38. **Acta Mater.** / A. Vyrostakove, A. Kroupa, J. Janovec, M. Svoboda. 1998. 46. 31.
39. **Acta Mater.** / A. Vyrostakove, A. Kroupa, J. Janovec, M. Svoboda. 1998. 46. 39.
40. **Mater. Sci. Tech. /** J.H. Jang, Y.U. Heo, C.H. Lee, H.K.D.H. Bhadeshia, D.W. Suh. 2013. 29. 309.

К. Эмми И.К. Олунд, PhD,
e.ohlund@nedschroef.nl;
Младлена Лукович, PhD;
Джонатан Вейдоу, PhD, Associate Professor;
Маттиас Тувандер, PhD;
С. Эрик Офферман, Dr. ir., Associate Professor

УДК 621.791

П.А. Цирков, Д.А. Тялина, В.А. Хованская
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Особенности технологии восстановления валков станов горячей прокатки

Показана технология восстановления наплавкой крупногабаритных деталей машин с высокой степенью износа, таких как валки стана горячей прокатки, которая позволит увеличить их срок службы.

Ключевые слова: *стойкость валков; длительность работы; дугоконтактная наплавка; уменьшение тепловложения; снижение остаточных напряжений; увеличение производительности и качества; увеличение легирующих элементов в наплавке.*

The restoration technology by welding of large machine parts with high wear such as rolls of hot rolling mill, which will increase their lifespan in devoted.

Keywords: durability of rolls; lifespan; arc-contact welding; reducing of heat input; reduced residual stresses; increase of productivity and quality; increase in alloying elements in surfacing.

В машиностроении большой объем производственных работ выполняют при изготовлении листовой прокатной продукции. Эти работы, как правило, осуществляют на станах горячей прокатки, основным инструментом которых являются валки (рис. 1). Валки изготовляют из высокоуглеродистой стали типа 75ХМФ, их размеры: диаметр до 500 мм, длина до 3500 мм и масса до 4 т.

Во время работы валки испытывают изгибающий и крутящий моменты, т.е. работают при знакопеременных циклических напряжениях, а также подвергаются воздействию повышенной температуры в интервале 400...600 °С, вследствие чего нередки случаи их отказа, а именно износа, хрупкого разрушения или растрескивания поверхностного слоя (рис. 2).

Чем выше стойкость валков, тем меньше простоев оборудования, следовательно, возрастет конечная производительность. Уменьшение расхода валков позволит повысить технико-экономические характеристики производства.

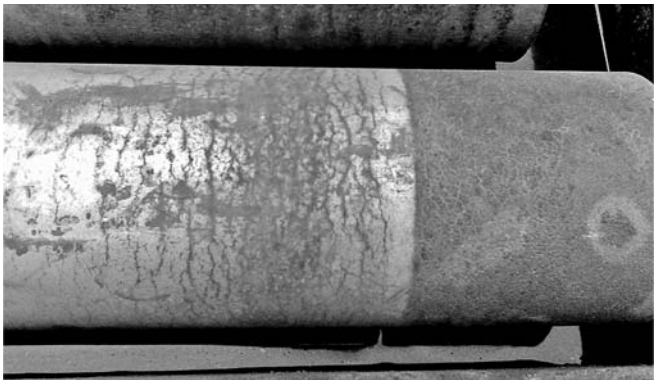


Рис. 2. Фрагмент валка после эксплуатации

Восстановление [1—3] данных деталей является актуальной проблемой, так как их выход из строя происходит достаточно быстро, они металлоемкие, дорогостоящие и их замена на новые существенно повышает эксплуатационные расходы.

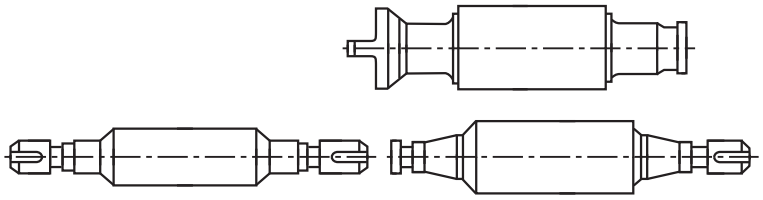


Рис. 1. Виды валков станов горячей прокатки

В настоящее время существуют различные способы продления срока служ-

бы крупногабаритных деталей. Большинство из них — это способы наплавки. Но при их применении возникают проблемы, одна из которых — высокая себестоимость восстановления при использовании способов наплавки под слоем флюса с применением последующей термической обработки, а также недостаточно высокое качество при использовании других методов восстановления.

При анализе существующих работ [1—6] можно выделить один из наиболее эффективных способов наплавки — *дугоконтактная наплавка* (ДКН) [4], т.е. наплавка под флюсом с применением *дополнительной горячей присадки* (ДГП). Такая наплавка, несмотря на усложнение конструкции оборудования, позволяет наплавить валок с требуемыми характеристиками при малом тепловложении и в большинстве случаев за один проход. Схема наплавки представлена на рис. 3.

ДКН достигается повышение качества наплавленного слоя и производительности процесса путем уменьшения тепловложения и, следовательно, глубины проплавления детали при одновременном увеличении коэффициента наплавки. В том числе применение ДКН снижает ширину зоны термического влияния, рост зерна и измельчает кристаллы в наплавке.

Установлено, что вследствие малой глубины наплавочной ванны и кратковременности процесса ее взаимодействия с присадкой в ванне усваивается не более 10 % присадки от расхода электродной проволоки. Для увеличения доли присадки в наплавке металла применяют электроконтактный нагрев на вылете электродной проволоки до температуры 1000...1200 °С [4].

Особо благоприятные условия создаются для легирования наплавленного слоя при вводе легирующих элементов в состав присадочного материала, что исключает их окисление. При этом снижается насыщение шва водородом на величину, пропорциональную доле присадки в наплавке. Уменьшение зоны нагрева наплавляемой детали приводит к снижению остаточных напряжений.

При восстановлении валков станов горячей прокатки предложена следующая маршрутная технология:

1. Очистить валок от загрязнений и обезжирить его.
2. Проверить валок на наличие трещин и крупных дефектов.
3. Обточить поверхность валка до удаления сетки разгара.
4. Проверить валок на наличие глубоких и скрытых трещин ультразвуковым контролем или методом проникающих растворов, а при их наличии снять фаску 4×45° с кромок трещины по всему контуру, а затем заварить их.
5. Очистить валок от загрязнений и обезжирить его.
6. Наплавить наружную поверхность валка.
7. Провести термическую обработку.
8. Обточить поверхность валка под рабочий размер.
9. Проверить валок на наличие трещин, дефектов наплавки, сделать измерения восстановленных поверхностей.

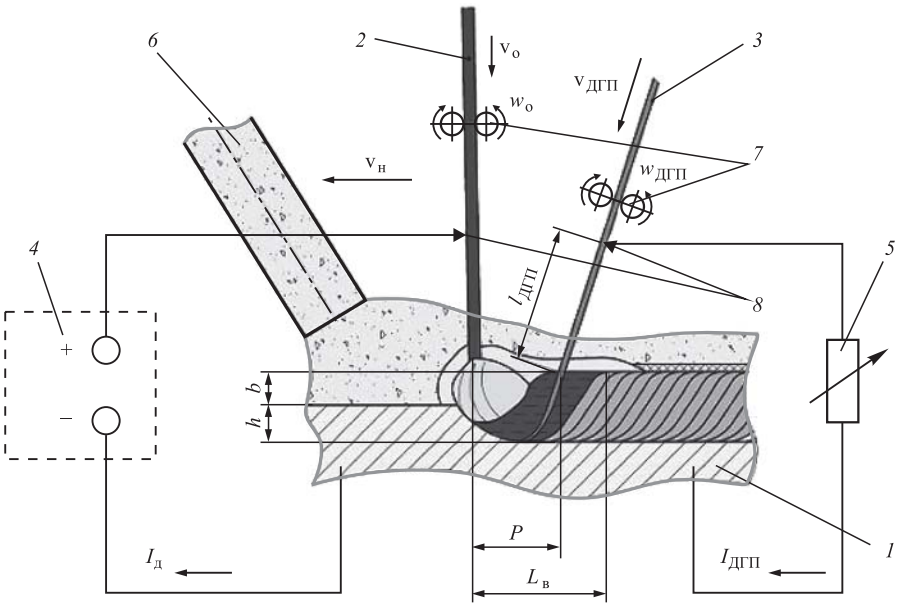


Рис. 3. Схема дугоконтактной наплавки:

1 — валок; *2* — основная проволока диаметром 3 мм; *3* — дополнительная проволока (ДГП) диаметром 1,6 мм; *4* — источник питания дуги ТД1200; *5* — источник нагрева ДГП ГИ-ИДС1; *6* — флюс АН-384; *7* — механизм подачи проволоки (четырехроликовый); *8* — токоподводы — безызносные, скольжением; *b* — высота наплавки; *h* — глубина проплавления; *P* — расстояние ДГП до основной проволоки; $L_в$ — длина ванны; $L_{ДГП}$ — вылет ДГП; $v_н$ — скорость наплавки; $v_о$, $v_{ДГП}$ — скорость подачи основной проволоки и ДГП; $w_о$, $w_{ДГП}$ — частота вращения роликов механизма подачи основной проволоки и ДГП; $I_д$ — ток дуги; $I_{ДГП}$ — ток нагрева ДГП

Заключение

Отказы валков станов горячей прокатки вызваны внешними и внутренними факторами, включающими циклическое воздействие высокотемпературного нагрева и силового нагружения, что приводит их к случайному фактору отказов.

Для повышения работоспособности валков станов горячей прокатки необходимо усовершенствовать технологию наплавки, которая позволит снизить роль главного отрицательного фактора — доли участия низколегированной стали основного металла в высоколегированной наплавке.

Предложена технология восстановления валков станов горячей прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Матвиенко В.Н.** Повышение работоспособности наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72—75.

2. **Увеличение** срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО "Северсталь" / Л.И. Данилов, Н.Б. Скорохватов, В.Ф. Соболев и др. // Черная металлургия. Бюл. НТИЭИ. 2004. № 8. С. 68—69.

3. **Восстановление** наплавкой деталей металлургического оборудования в условиях ОАО "ММК им. Ильича" / В.Н. Матвиенко, С.В. Гулаков, В.А. Роянов и др. // Металл и литье Украины. 2005. № 7—8. С. 66—69.

4. **Цирков П.А.** Гибридный метод наплавки применительно к восстановлению роликов машин непрерывного литья заготовок // Труды ГОСНИТИ. 2011. Т. 108. С. 194—197.

5. **Цирков П.А.** Преимущества применения гибридного метода наплавки по отношению к технологической прочности // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2014. № 6. С. 3—8.

6. **Якушин Б.Ф., Цирков П.А.** Особенности технологии дуговой наплавки роликов для установок непрерывной разливки сталей // Сварка и диагностика. 2009. № 5. С. 35—40.

Павел Александрович Цирков,
mt13welding@gmail.com;
Дарья Александровна Тялина;
Виктория Алексеевна Хованская

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

Цена 4000 руб.

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

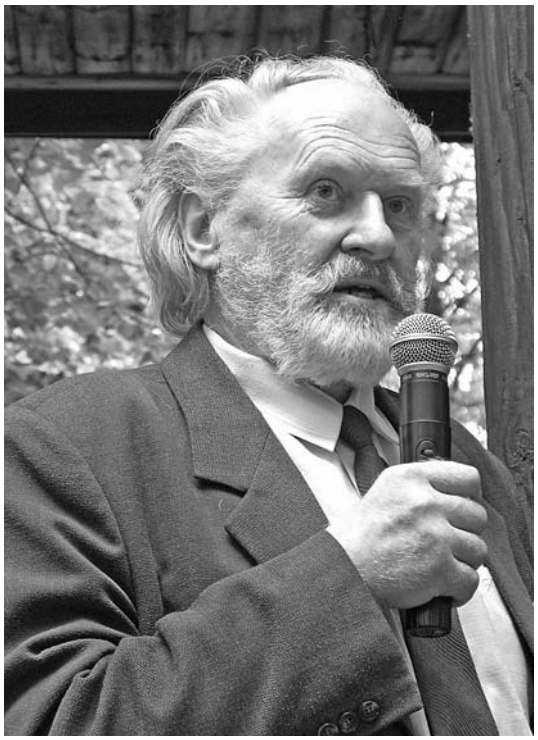
Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

Н.Л. Лисунец
(Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС")

К 80-летию со дня рождения Юрия Анатольевича Зимина



20 октября 2018 г. исполняется 80 лет со дня рождения доктора технических наук, профессора кафедры "Обработка металлов давлением и металлургическое оборудование" Московского государственного вечернего металлургического института Юрия Анатольевича Зимина, организатора первого в мировой практике Музея кузнечной науки и техники, основателя и бессменного (на протяжении 20 лет) Президента Союза кузнецов России и первого президента основанной им же Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина.

Юрия Анатольевича Зимина, выпускника МВТУ им. Н.Э. Баумана 1962 г., характеризовали истинный профессионализм, высокая гражданская ответственность и большой общественный темперамент. За два десятилетия под руководством Ю.А. Зимина Союзом кузнецов России была проделана масштабная работа по сохранению традиций отечественной художественной ковки, поддержке народных талантов, расширению сети региональных отделений Союза кузнецов. Неоценим его вклад в утверждении традиции проведения на Балашихинской земле ежегодных фестивалей кузнечного искусства, конкурсов художественной ковки, выставок кузнечных мастеров, получивших признание специалистов не только России, но и стран ближнего зарубежья. Многие начинания Юрия Анатольевича, трудовая и общественная деятельность которого всегда была направлена на благо Отечества, отмечены почетными наградами и званиями.

Ученый-кузнец, достойный сын основателя отечественной научной школы кузнечно-прессового оборудования А.И. Зимина, основатель и президент Кузнечной академии — он сделал шаг, с которого началось возрождение современного кузнечного дела. 30 лет назад был создан Музей кузнечной науки и техники в подмосковной Салтыковке. Туда на Первый фестиваль-конкурс кузнецов съехались 200 энтузиастов кузнечного дела. Среди них были и известные ныне кузнецы-оружейники. "Кузнец — всем ремеслам отец" — с этой поговорки любил начинать Юрий Анатольевич каждое свое публичное выступление.

Лейтмотивом научно-технической и общественной деятельности Ю.А. Зимина являлось стремление сохранить и восстановить Россию как великую научно-техническую державу; именно в этом ключе он рассматривал все проблемы и пути их решения. Он справедливо считал, что от уровня науки, техники, технологии, оборудования кузнечно-штамповочного производства зависит уровень механических и физических свойств, уровень технико-эксплуатационных характеристик любых изделий современного машиностроения, уровень их надежности и долговечности. С соответствующими обращениями и предложениями он обращался в самые высокие инстанции.

На протяжении ряда лет Ю.А. Зимин успешно сотрудничал с ОАО "ВНИИМЕТМАШ", заводами — рязанским "ТЯЖПРЕССМАШ", воро-

нежским "ТЯЖМЕХПРЕСС", другими центрами отечественного машиностроения по разработке принципиально новых образцов кузнечно-прессового оборудования. "Современная художественная ковка" — популярная книга среди учащейся молодежи и начинающих мастеров кузнечного дела.

Одной из последних работ Ю.А. Зимина была монография "Экология кузнечно-штамповочного производства", где он еще раз выразил свои взгляды на перспективы развития этой важнейшей отрасли народного хозяйства.

В своем письме Министру промышленности, науки и технологий России И.И. Клебанову в 2003 г. Ю.А. Зимин выражал глубокую озабоченность современным состоянием отрасли, подчеркивая, что "Из тридцати заводов-производителей кузнечно-прессового оборудования (КПО) бывшего Минстанкопрома СССР в России осталось двадцать, из которых не более пяти относительно устойчиво работают. Кроме этого, заводы, производящие тяжелое КПО — НКМЗ и СКМЗ (г. Краматорск) оказались за рубежом (Украина)". Также Ю.А. Зимин констатировал, что "До 1990-х годов СССР находился в числе пяти крупнейших стран-производителей КПО. Сегодня Россия по этому показателю скатилась на 26-е место".

Ю.А. Зимин принимал активное участие в разработке "Рекомендаций по освоению новых перспективных технологических процессов в области ОМД и новых видов КПО на период 2006—2015 гг. Он выступал с инициативой создания отраслевого научно-технического, аналитического, информационного и учебного центра КПМ и предлагал разработать и осуществить мероприятия по закреплению кадров на заводах, НИИ и КБ отрасли.

Ю.А. Зимин вел большую научно-педагогическую и учебно-воспитательную работу в Московском государственном вечернем металлургическом институте. На кафедре ОМД он организовал специальность по художественной обработке металлов со специализацией "Художественная ковка", первый выпуск кузнецов-художников по которой состоялся в 1999 г. Большое значение он придавал военно-патриотическому воспитанию молодежи и признанию роли кузнецов на фронтах Великой Отечественной войны, воплощающих в жизнь кузнечные лозунги "Страна ковала Победу" и "Институты — Кузница кадров".

По инициативе Президента Союза кузнецов Ю.А. Зимина были открыты специализации по художественной обработке материалов в Уральской художественной академии (г. Екатеринград), в двух красноярских учебных заведениях, а также в г. Киров и др.

Ю.А. Зимин на протяжении 35 лет организовывал и проводил "Чтения, посвященные идеям и научному наследию ученых с мировым именем по теории и практике кузнечно-штамповочного производства": основателя периодической системы кузнечно-прессовых машин, д-ра техн. наук, профессора А.И. Зимина, дважды Героя социалистического труда, академика А.И. Целикова, лауреата Государственной премии, д-ра техн. наук, профессора М.В. Сторожева, лауреата Ленинской и Государственной премий, д-ра техн. наук, профессора Е.П. Унксова и многих других.

Ю.А. Зимин непосредственно участвовал в разработке, создании и изготовлении сверхмощных гидравлических прессов: 450 МН, 650 МН во Франции для изготовления атомных энергетических установок и других машин ответственного назначения.

Юрий Анатольевич выступал с лекциями на заводах и в вузах, в отраслевых и академических НИИ, в школах, на выставках и фестивалях, по радио и телевидению. Пропагандировал опыт работы кузнецов: художников и мастеровых, конструкторов летательных аппаратов и боевой техники и везде пользовался большим почетом, всенародной любовью и уважением как кузнец, ученый и гражданин России.

Ушел из жизни Юрий Анатольевич на боевом посту, в Салтыковском музее, 8 июня 2008 г., оставив свои напутственные пожелания кузнецам в дни чествования 20-летия Союза кузнецов России.

И сегодня, в год 30-летия Союза кузнецов России и 20-летия Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина, идеи и наследие Юрия Анатольевича являются актуальными и вызывают восхищение его талантом и титаническим трудом на благо Родины. И в полной мере к нему применимы слова великого русского поэта Н.А. Некрасова: "Природа-мать! Когда б таких людей ты иногда не посылала миру, заглохла б нива жизни...".

Николай Леонидович Лисунец, канд. техн. наук, академик Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина, член Союза кузнецов России,
lisunec@yandex.ru

Поздравляем

Сергея Александровича Евсюкова,

доктора технических наук, профессора

с 60-летием!

Сергей Александрович Евсюков родился 4 октября 1958 г. в Москве. В 1982 г. после окончания МВТУ им. Н.Э. Баумана был распределен инженером на кафедру АМ6 "Машины и автоматизация обработки металлов давлением" (в настоящее время кафедра МТ6 "Технологии обработки давлением").

В 1983 г., работая на кафедре АМ6, поступил на вечернее отделение механико-математического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова, которое окончил в 1986 г. по специальности "Прикладная математика".

В 1987 г. Сергей Александрович защитил кандидатскую диссертацию, а в 1998 г. — докторскую диссертацию. В 2000 г. ему было присвоено ученое звание профессора.

В период с 1988 по 2008 г. С.А. Евсюков работал на кафедре "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана в должностях ассистента, старшего преподавателя, доцента, профессора. Принимал активное участие в разработке учебных планов и получении лицензии по новой специальности "Реновация средств и объектов материального производства в машиностроении".

С 2008 г. и по настоящее время Сергей Александрович работает заведующим кафедрой МТ6 "Технологии обработки давлением". Имеет более 100 научных трудов и 25 изобретений, среди которых учебное пособие с грифом УМО "Объемная штамповка на автоматах" и два издания монографии "Теория решения изобретательских задач". С.А. Евсюков — один из авторов справочника "Ковка и штамповка" (тома 1, 2 и 4). Им также написано несколько статей для тома "Техника" "Энциклопедии для детей" издательства "Аванта плюс", неоднократно изданной многотысячными тиражами. Под руководством Сергея Александровича защищены четыре кандидатские диссертации.

С.А. Евсюков удостоен диплома ВДНХ СССР, награжден серебряным знаком ЦК ВЛКСМ "Молодой гвардеец XI пятилетки", юбилейной медалью "175 лет МГТУ им. Н.Э. Баумана" имеет благодарности по Университету. Сергей Александрович — мастер спорта СССР по вольной борьбе. В 2009 г. ему присвоено звание "Ветеран труда".

С.А. Евсюков является членом докторского диссертационного совета при МГТУ им. Н.Э. Баумана, международным экспертом Независимого казахстанского агентства по обеспечению качества в образовании, неоднократно принимал участие в проведении внешнего аудита и аккредитации образовательных программ вузов Республики Казахстан.

Сергей Александрович является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Сергею Александровичу здоровья, благополучия
и новых профессиональных достижений!

70 лет

Николаю Фомичу Шпунькину,

кандидату технических наук, профессору

Николай Фомич Шпунькин родился 23 октября 1948 г. в Московской области. В 1971 г. окончил Московский автомеханический институт (МАМИ) по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением". После окончания института работал в должности инженера-конструктора в КБ штампов Мытищинского машиностроительного завода.

С 1975 г. Н.Ф. Шпунькин работает в МАМИ (ныне Московский политехнический университет), занимал должности старшего и ведущего инженера, старшего научного сотрудника на кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением" (МиТОМД), и затем — ассистента, старшего преподавателя и доцента на кафедре "Начертательная геометрия и черчение". В 1981 г. защитил кандидатскую диссертацию. С 1993 г. Николай Фомич работает доцентом, а затем профессором на кафедре МиТОМД. С 1997 по 2011 г. являлся заведующим этой кафедры, которая в настоящее время носит название "Обработка материалов давлением и аддитивные технологии".

За разработку прогрессивных малоотходных технологий листовой штамповки и внедрение их в производство Н.Ф. Шпунькину в 1986 г. была присуждена премия Совета Министров СССР в области науки и техники.

Н.Ф. Шпунькиным опубликовано 127 научных и учебно-методических работ, включая 24 авторских свидетельства и патента на изобретения. За последние 10 лет Николай Фомич опубликовал монографию, ряд глав в справочнике "Ковка и штамповка", разделы по обработке материалов давлением в терминологических словарях "Машиностроение" и "Автомобилестроение", девять учебников и учебных пособий.

Н.Ф. Шпунькин является Почетным работником высшего профессионального образования Российской Федерации, почетным изобретателем г. Москвы, членом-корреспондентом Российской академии проблем качества, членом Ассоциации автомобильных инженеров России. Он удостоен диплома, золотой и трех бронзовых медалей ВДНХ СССР, серебряной медали Международной академии авторов научных изобретений и открытий "За заслуги в деле изобретательства", медали "В память 850-летия Москвы", награжден Почетными грамотами Минавтопрома и Министерства образования РФ.

Николай Фомич — член редакционного совета и автор журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Коллектив Московского политехнического университета,
редакция и редакционный совет нашего журнала
поздравляют Николая Фомича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности!

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 08.08.2018. Подписано в печать 26.09.2018. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
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.