8

2020

Технология Металлов

8.2020

Ежемесячный производственный, научно-технический и учебно-методический журнал

Издается с июля 1998 г.

Журнал переводится на английский язык и выпускается издательством "Pleiades Publishing, Ltd" в виде приложений к журналу "Russian Metallurgy (Metally)", распространение которого осуществляет издательство "Springer".

Переводная версия журнала входит в международные реферативные базы данных систем цитирования (индексирования): Academic OneFile, Astrophysics Data System (ADS), ChemWeb, El-Compendex, Gale, Google Scholar, INIS Atomindex, INSPEC, OCLC, SCImago, SCOPUS, Summon by Serial Solutions, Web of Science.

Главный редактор журнала
Рудской А.И., академик РАН

Зам. главного редактора
Баурова Н.И., д-р техн. наук, проф.

Ответственный секретарь
Юсупов В.С., д-р техн. наук, проф.

Редакционный совет

Банных О.А., академик РАН
Гречников Ф.В., академик РАН
Леонтьев Л.И., академик РАН
Счастливцев В.М., академик РАН
Batako A., д-р фил. (Великобритания)
Дугин А.В., д-р фил. (Германия)
Михайлов С., д-р фил., проф. (Швейцария)
Попов А.В., д-р техн. наук, проф. (Чешская республика)
Storchak M., д-р техн. наук (Германия)

Редакционная коллегия

Алещенко А.С., канд. техн. наук
Банных И.О., канд. техн. наук
Баскаков В.Д., д-р техн. наук, проф.
Васильев В.А., д-р техн. наук, проф.
Воронцов А.Л., проф., д-р техн. наук
Галиновский А.Л., д-р техн. наук, д-р пед. наук, проф.
Гугис Н.Н.
Дагман А.И., канд. техн. наук
Зимовец В.Г., канд. техн наук
Зубков Н.Н., д-р техн. наук, проф.
Ковалевский М.А., канд. экон. наук
Кожевникова И.А., д-р техн. наук
Колбасников Н.Г., д-р техн. наук, проф.
Колесников А.Г., проф., д-р техн. наук
Колобов А.В., канд. техн. наук
Коновалов С.В., проф., д-р техн. наук
Курганова Ю.А., д-р техн. наук, проф.
Кушнарёв А.В., д-р техн. наук
Лещенко И.А., д-р техн. наук
Логунов А.В., д-р техн. наук, проф.
Лялякин В.П., д-р техн. наук, проф.
Мазур И.П., д-р техн. наук
Матюнин В.М., д-р техн. наук, проф.
Миляев И.М., д-р техн. наук
Мишнев П.А., канд. техн. наук
Нехамин С.М., д-р техн. наук, проф.
Осадчий В.Я., проф., д-р техн. наук
Попович А.А., д-р техн. наук, проф.
Пышминцев И.Ю., д-р техн. наук
Романцев Б.А., проф., д-р техн. наук
Семенов Б.И., д-р техн. наук, проф.
Сидельников С.Б., д-р техн. наук
Схиртладзе А.Г., д-р пед. наук, проф.
Шаталов Р.Л., д-р техн. наук, проф.
Шварц Д.Л., канд. техн. наук

Руководители региональных центров

Поволжский региональный центр Тихонов А.К., д-р техн. наук
Челябинский региональный центр Ольховацкий А.К., канд. техн. наук
Белорусский республиканский центр Судник Л.В., д-р техн. наук

За достоверность информации и рекламы ответственность несут авторы и рекламодатели. При использовании материалов журнала в любой форме ссылка на журнал «Технология металлов» обязательна.

АДРЕС РЕДАКЦИИ:

105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60.
Тел./факс: (499) 988-98-65, тел.: (499) 995-45-22.
http://www.nait.ru
e-mail: admin@nait.ru

© ООО «Наука и технологии», 2020

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ. ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Ушаков А.В., Карпов И.В., Федоров Л.Ю., Демин В.Г., Гончарова Е.А., Шайхадинов А.А. Особенности магнитного состояния наночастиц оксида никеля, полученного в плазме дугового разряда низкого давления 2

Смирнов К.Н., Архипов Е.А., Ваграмян Т.А., Жирухин Д.А., Шувалов Д.А., Одинокова И.В. Влияние кадмирования стали 60С2А в бесцианидных электролитах на ее прочностные характеристики и некоторые свойства кадмиевых покрытий. 8

КЛЕЕВЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

Коноплин А.Ю., Баурова Н.И. Оценка прочностных свойств клеесварных соединений при отрицательных температурах 13

ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛОВ И МАТЕРИАЛОВ

Воронцов А.Л., Никифоров И.А. Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. *Сообщение 17. Экспериментальная проверка теоретических результатов на упрочняющемся материале* 18

Скрипаленко М.М., Карпов Б.В., Скрипаленко М.Н., Романцев Б.А., Галкин С.П., Капуткина Л.М., Юсупов В.С., Чеверикин В.В. Исследование радиально-сдвиговой прокатки заготовок из титанового сплава с плоскими и профилированными торцами. 26

ЛИСТОПРОКАТНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Шаталов Р.Л., Куликов М.А. Распределение размеров и сил прокатки по длине латунных и бронзовых полос на двухвалковом стане 32

СОРТОПРОКАТНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Тютеряков Н.Ш., Дема Р.Р., Латыпов О.Р. Моделирование тепловых процессов в роликах валковой арматуры сортопрокатных станов 41

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М., Билалов Д.Х. Расчет температурного поля бойков при получении стальных полос на установке непрерывного литья и деформации 47

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ОБОРУДОВАНИЯ, КОНСТРУКЦИЙ И МАТЕРИАЛОВ

Владимиров А.В., Орлов Г.А. Оценка качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб 52

РЕМОНТ И МОДЕРНИЗАЦИЯ ОБОРУДОВАНИЯ

Скрябин В.А., Схиртладзе А.Г. Особенности применения инструментальных материалов при шлифовании и доводке уплотнительных поверхностей деталей трубопроводной арматуры в случае их ремонта или изготовления. 57

ИНФОРМАЦИЯ

Юбилей МЭИ. 62

УДК 538.953

Особенности магнитного состояния наночастиц оксида никеля, полученного в плазме дугового разряда низкого давления

А.В. УШАКОВ[1, 2], д-р. техн. наук, И.В. КАРПОВ[*1, 2], канд. техн. наук, Л.Ю. ФЕДОРОВ[1], науч. сотр., В.Г. ДЁМИН[2], канд. техн. наук, Е.А. ГОНЧАРОВА[2], канд. техн. наук, А.А. ШАЙХАДИНОВ[2], канд. техн. наук

[1]Федеральный исследовательский центр «Красноярский научный центр Сибирского отделения РАН», Красноярск, 660036, Российская Федерация

[2]ФГБОУ ВО «Сибирский федеральный университет», Красноярск, 660041, Российская Федерация

[*]E-mail: yusupov@aport2000.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-2-7

Статья поступила в редакцию 06.02.2020
Принята после доработки 20.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Наночастицы оксида никеля были впервые синтезированы распылением высокочистого никеля в кислородной плазме дугового разряда низкого давления. Структура, морфология, оптические и магнитные свойства наночастиц NiO исследовались различными методами. Результаты XRD и обработка дифрактограмм методом Ритвельда показали, что полученные наночастицы имеют кубическую решетку со средним размером частиц 13 нм. Изображения ТЭМ продемонстрировали, что полученные наночастицы NiO имеют узкое распределение частиц по размерам от 5 до 25 нм. Ширина запрещенной зоны NiO была определена по спектру оптического поглощения и составила 3,21 эВ. На основе экспериментальных исследований и анализа предложены возможные области применения полученного материала NiO в качестве устройств для магнитной записи.

Ключевые слова: *дуговой разряд, наночастицы, оксид никеля, магнитные измерения.*

Введение

В настоящее время усиливается интерес к магнитным наночастицам, проявляющим необычные электрофизические, химические, оптические свойства, что связано с так называемыми «квантовыми размерными эффектами» [1—4]. Наибольший интерес представляют магнитные наночастицы с антиферромагнитным упорядочиванием, которое широко применяется в устройствах магнитной памяти, для записи аудио- и видеосигналов, например, магнитных лентах, жестких дисках и т.д. Наиболее востребованными являются антиферромагнетики на основе оксидов переходных металлов (NiO, CuO, MnO и т.д.) [5—9]. Крупнокристаллический оксид нике-

ля — это антиферромагнетик с температурой Нееля 523 K. В нанодисперсном состоянии NiO в связи с увеличением доли поверхностных атомов возрастает количество дефектов, упругих напряжений, проявляются различные виды магнитного упорядочивания [10—13]. Наблюдается наличие суперпарамагнитного или ферромагнитного поведения наночастиц NiO с размером частиц в диапазоне 2—6 нм, ферромагнитное поведение с узкими петлями гистерезиса и коэрцитивностью около 750 Oe при 5 K. Благодаря этому нанодисперсный NiO может быть востребован в различных устройствах магнитной памяти.

Для получения наночастиц оксида никеля применяют различные физико-химические методы, такие как золь-гель, химическое осаждение, СВЧ-метод, плазмохимические методы. Плазмохимический метод в плазме дугового разряда низкого давления показал свою высокую эффективность при синтезе наночастиц оксида меди. Были получены наночастицы со средним размером менее 10 нм. Метод отличается высокой производительностью, возможностью получения в плазме сложных химических соединений. Он позволяет управлять размером наночастиц, остаточными напряжениями, стехиометрией и фазовым составом. Полученные наночастицы оксида меди в зависимости от температуры и напряженности внешнего магнитного поля показывают большое разнообразие магнитных свойств. В области низкой напряженности поля во всем исследуемом диапазоне температур доминирует ферромагнитное состояние, при больших напряженностях поля и температурах менее 200 K преобладает парамагнитное состояние, при больших напряженностях поля (более 3 KOe) и температурах выше 300 K наступает диамагнитное состояние наночастиц. При этом температура антиферромагнитного упорядочения значительно понижается (до ~100 K).

Экспериментальная часть

Экспериментальная установка и зависимость свойств порошка от условий распыления подробно обсуждаются в [14—16]. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, который подавался через испаритель и создавал в камере базовое давление 80 Па. Катод был изготовлен из никеля высокой чистоты (99,9%) марки Н90. Прямой плазмохимический синтез осуществлялся при скорости потока кислорода 10% (об.) от подачи плазмообразующего газа. Кислород подавался в реактор таким образом, чтобы образовать однородную оболочку вокруг плазменного факела. Морфологический состав исследуемых образцов изучался на просвечивающем электронном микроскопе *JEOL JEM*-2100. Исследование фазового состава полученных образцов проводили с помощью рентгеновского дифрактометра *Advance D*8 в CuK_α монохроматизированном излучении. Количественный структурно-фазовый анализ дифрактограмм проведен с помощью программы полнопрофильного анализа *Powder Cell* 2.4. Для идентификации рентгеновских спектров использованы базы данных *PDF*4+. УФ-видимые спектры наночастиц NiO были измерены с применением спектрофотометра *USB*-2000 *UV—Vis*. Анализы ИК-спектров были проведены в ИК-Фурье спектрометре *Nicolet* 6700 с разрешением до 0,09 $см^{-1}$ в спектральном диапазоне 25000—20 $см^{-1}$. Образцы в виде гранул были получены с использованием 100 мг сухого KBr и 2 мг нанопорошка.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведен снимок, сделанный методом высокоразрешающей просвечивающей микроскопии, гистограммы и функции плотности распределения по размерам наночастиц NiO, полученных в плазме дугового разряда при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па.

Как видно на *TEM*-снимке, нанопорошок представляет собой сильно агломерированные частицы почти сферической формы. Для нанопорошка плазмохимического синтеза характерна высокая поверхностная энергия, поэтому частицы сильно агрегатированы. На снимке четко видна кристаллическая упорядоченность частиц с большим (порядка 2 нм) параметром решетки. Размеры частиц варьируются в диапазоне от 5 до 25 нм. Средний размер частиц

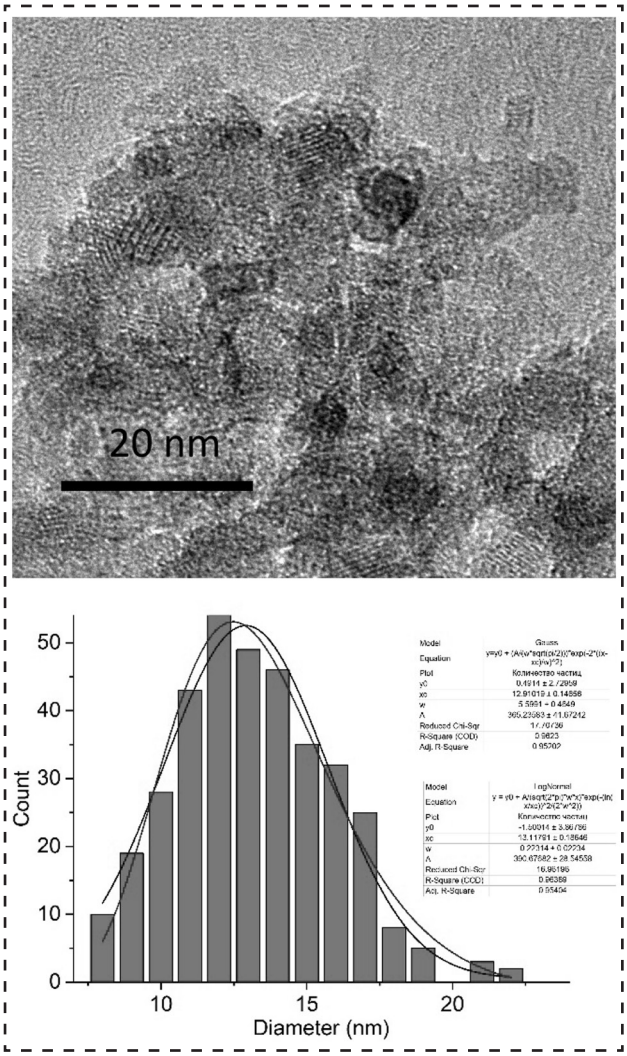


Рис. 1. *TEM*-фотографии, гистограммы и функции плотности вероятности нанодисперсных порошков NiO, полученные при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па

12 нм. Для частиц характерно как нормальное, так и логарифмически нормальное распределение частиц по размерам. Функция распределения частиц по размерам дает много информации о процессе формирования частиц в плазме дугового разряда низкого давления. Исходя из представленной функции распределения, процесс конденсации осуществляется из кластерной и паровой фазы соответственно. Однако наиболее вероятным для плазмохимического синтеза является коагуляционный процесс. Для данного механизма характерно столкновение кластеров и частиц различных размеров и их слипание, рекристаллизация, коалесценция.

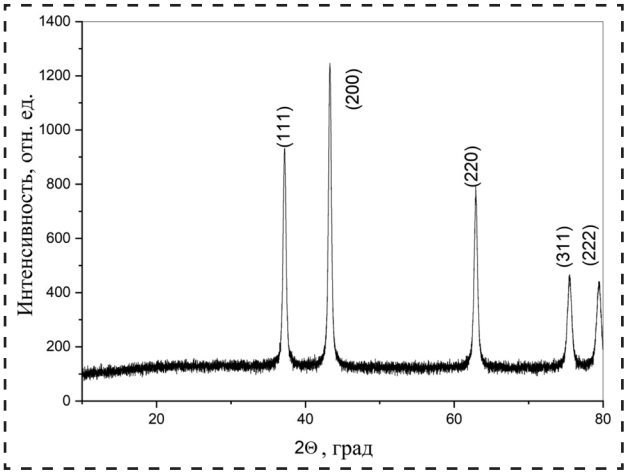


Рис. 2. Дифрактограмма полученного нанопорошка NiO

На рис. 2 показаны *XRD*-спектры наночастиц NiO, полученных при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па в плазмохимическом реакторе. Все пики на спектре образца NiO соответствуют гранецентрированной кубической решетке (фаза *FCC*) с параметром a = 4,194 Å согласно данным *JCPDS* № 89—7130. Весь *XRD*-спектр образцов NiO демонстрирует стандартные пики при значениях 37°, 43°, 63°, 75° и 79°, соответствующих плоскостям (111), (200), (220), (311) и (222) соответственно. Отсутствие каких-либо других пиков в спектрах *XRD* показывает фазовую чистоту полученных наночастиц. Средний размер зерна рассчитывали по формуле Дебая—Шеррера с помощью программы полнопрофильного анализа *Powder Cell* 2.4. Средний размер зерен наночастиц NiO составляет 12 нм, что хорошо согласуется с микроскопическими исследованиями.

FTIR-спектр наночастиц NiO, полученных при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па в плазмохимическом реакторе, представлен на рис. 3. Частоты поглощения для оксидов металлов находятся, как правило, в области ниже 1000 $см^{-1}$, что объясняется межатомными колебаниями. *FTIR*-полоса поглощения с центром в 431 $см^{-1}$ обусловлена колебательной модой с участием центра Ni. На рис. также видны характерные для NiO симметричные и ассиметричные частоты, наблюдаемые на 522 и 1162 $см^{-1}$, что соответствует Ni(II)—O колебаниям и Ni—O—H колебаниям. NiO имеет

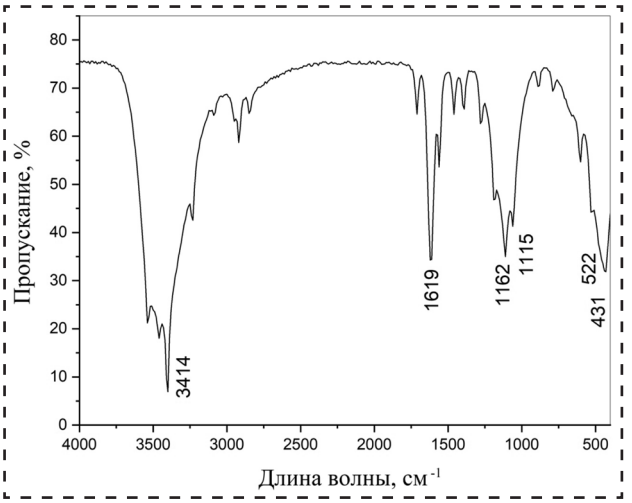


Рис. 3. ИК-Фурье спектр нанопорошка NiO, полученного в плазме дугового разряда при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па

также характерные частоты при 1115 см$^{-1}$. Сходство ИК-спектров наночастиц объясняется малыми размерами частиц, что подтверждается РФА-исследованиями.

Полосы поглощения, возникающие между 827—1153 см$^{-1}$, можно отнести к симметричным и асимметричным модам растяжения O—C=O и колебаниям растяжения C—O.

Полоса при 1619 см$^{-1}$ относится к полосе H—O—H вибрации, которая указывает, что наночастицы NiO содержат кристаллическую воду. Полоса при 1113 см$^{-1}$ указывает

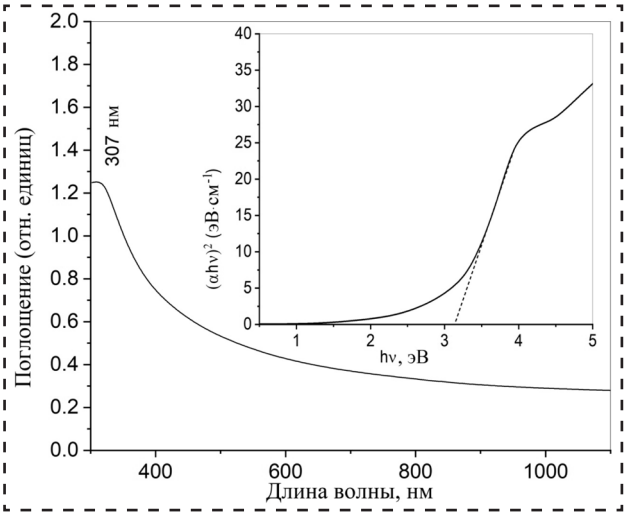


Рис. 4. Кривая оптического поглощения и запрещенной зоны (вставка) для наночастиц полученного в плазме дугового разряда при давлении газовой смеси 90%Ar + 10%O_2 80 Па

на C—O—Ni растяжение наночастиц. Широкая полоса поглощения вблизи 3414 см$^{-1}$ относится к валентным колебаниям связанных OH-групп. Высокая активность поверхности полученных наночастиц, большие значения удельной поверхности приводят к появлению подобных групп. На поверхности частиц образуется большое количество свободных радикальных связей, и несвязанные атомы Ni и O в наночастицах с большой вероятностью могли адсорбировать из своего окружения ионы OH^- и H^+, в результате чего и образовалась поверхность, обогащенная активными OH-группами. Наряду с валентными колебаниями связанных OH-групп в спектре наночастиц NiO проявляется полоса поглощения при 1622—1383 см$^{-1}$, относящаяся к деформационным колебаниям остатков воды δ(HOH).

На рис. 4 представлены спектры оптического поглощения для наночастиц NiO. Полученные наночастицы NiO демонстрируют сильное поглощение в УФ-области. Наблюдаемый характерный пик поглощения расположен при 307 нм. Такое поглощение в УФ-области появляется благодаря прямым переходам запрещенной зоны наноструктур NiO. Ширину запрещенной зоны наночастиц NiO можно определить, используя спектр оптического поглощения при помощи следующего уравнения Таука [17]:

$$(\alpha h\nu)^n = B(h\nu - E_g),$$

где α, $h\nu$, B — коэффициент поглощения, энергия фотона, и константа, связанная с материалом, соответственно; $n = 2$ для прямого перехода. Экстраполяция зависимости $(\alpha h\nu)^2$ от $h\nu$ дает значение запрещенной зоны NiO. Величина запрещенной зоны для наночастиц NiO составила 3,21 эВ, что существенно ниже 4,0 эВ для объемного NiO. Пониженное значение ширины запрещенной зоны для наночастиц NiO и смещение области поглощения в синюю часть спектра происходит из-за квантово-размерного эффекта в наноразмерной области [18].

Особенности магнитного поведения наночастиц NiO проявляются в характере зависимостей $M(H)$, представленных на рис. 5. При $T = 4{,}2$ K на зависимости $M(H)$ явно виден ги-

стерезис с коэрцитивной силой около 0,5 КОе, при этом даже при напряженности магнитного поля 60 КОе насыщение не достигается. При температурах 150 К на зависимости $M(H)$ также виден ферромагнетизм, но уже с достижением насыщения при 2 КОе. При температуре 300 К резко возрастает магнитная восприимчивость. Насыщение магнитного момента достигается при 3 КОе. На основании проведенных анализов магнитных свойств наночастиц NiO можно сделать вывод, что исследуемые наночастицы проявляют несколько магнитных фаз в зависимости от температуры и напряженности магнитного поля. Ферромагнитная фаза существует во всем исследуемом диапазоне температур. Парамагнитная фаза характерна для температур от 4,2 до 200 К. Вклад парамагнитной фазы в намагниченность носит убывающий характер.

Достаточно быстрое уменьшение с ростом температуры магнитного момента, обуславливаемого «парамагнитным» вкладом, можно объяснить разупорядочением спинов преимущественно на поверхности наночастиц, что и приводит к появлению спонтанного магнитного момента [19]. Как следствие возрастает восприимчивость в сильных магнитных полях [20] и ослабляется обменное взаимодействие между подрешетками. Величина спонтанного магнитного момента зависит также от типа и концентрации дефектов. Таким образом, можно говорить о спин-стекольной подсистеме поверхностных атомов, которые проявляют парамагнитные свойства при низкой температуре и высоких магнитных полях.

Выводы

Проведенные исследования показали, что метод синтеза наночастиц в кислородной плазме дугового разряда низкого давления является эффективным инструментом для синтеза монофазных нанокристаллических частиц NiO. Рентгеноструктурный анализ показывает, что приготовленный образец находится в кубической фазе. Широкий пик рентгенограммы указывает на нанокристаллическое поведение частиц. Изображения *TEM* подтверждают, что наночастицы NiO имеют сферическую форму

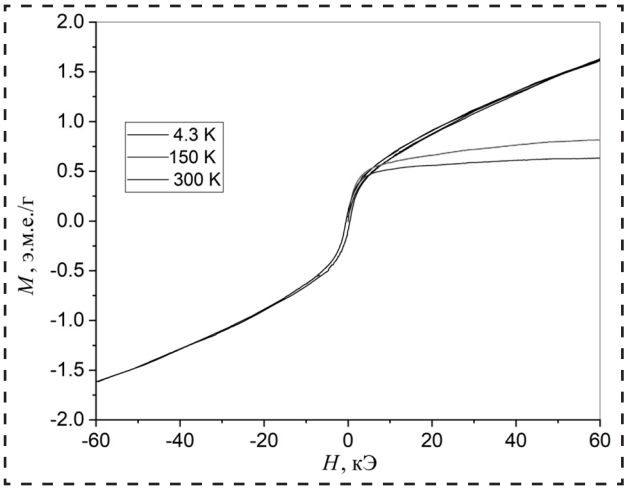


Рис. 5. Зависимости $M(H)$ наночастиц NiO при указанных температурах

в наномасштабе. Изучение магнитных свойств образцов с использованием метода *VSM* показывает, что наночастицы NiO отличаются сложным магнитным поведением в зависимости от напряженности магнитного поля и температуры. Все полученные результаты свидетельствуют о том, что наночастицы NiO обладают действительно заметным магнитным откликом и являются подходящим магнитным материалом для записывающих устройств.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, Правительства Красноярского края, Краевого фонда науки и ООО «Сейсмиклаб» в рамках научного проекта № 20-48-242904.

Список литературы

1. **Lisjak D., Mertelj A.** Anisotropic magnetic nanoparticles: A review of their properties, syntheses and potential applications // Progress in Materials Science. 2018. V. 95. P. 286—328. doi: 10.1016 / j. pmatsci. 2018.03.003.
2. **Fuku X., Matinise N., Masikini M., Kasinathan K., Maaza M.** An electrochemically active green synthesized polycrystalline NiO/MgO catalyst: Use in photo-catalytic applications // Materials Research Bulletin. 2018. V. 97. P. 457—465. doi: 10.1016/j.materresbull.2017.09.022.
3. **Kumar Rai A., Anh L. Tuan, Park C.-J., Kim J.** Electrochemical study of NiO nanoparticles electrode for application in rechargeable lithium-ion batteries // Ceramics International. 2013. V. 39. Is. 6. P. 6611—6618. doi: 10.1016/j.ceramint. 2013.01.097.
4. **Silva R.M., Raimundo R.A., Fernandes W.V.** etc. Proteic sol-gel synthesis, structure and magnetic properties of Ni/NiO core-shell powders // Ceramics International. 2018. V. 44. Is. 6. P. 6152—6156. doi: 10.1016/j.ceramint.2017.12.248.

5. **Bi Y., Nautiyal A., Zhang H.** etc. One-pot microwave synthesis of NiO / MnO_2 composite as a high-performance electrode material for supercapacitors // Electrochimica Acta. 2018. V. 260. P. 952—958. doi: 10.1016/j.electacta.2017.12.074.
6. **Senobari S., Nezamzadeh-Ejhieh A.** A comprehensive study on the enhanced photocatalytic activity of CuO—NiO nanoparticles: Designing the experiments // Journal of Molecular Liquids. 2018. V. 261. P. 208—217. doi: 10.1016/j.molliq.2018.04.028.
7. **Mørup S., Madsen D.E., Frandsen C.** etc. Experimental and theoretical studies of nanoparticles of antiferromagnetic materials // J. Phys. Condens. Matter. 2007. V. 19. 213202 P. doi: 10.1088/0953-8984/19/21/213202.
8. **Ushakov A.V., Karpov I.V., Lepeshev A.A.** Peculiarities of magnetic behavior of CuO nanoparticles produced by plasma-arc synthesis in a wide temperature range // Journal of Superconductivity and Novel Magnetism. 2017. V. 30. No 12. P. 3351—3354. doi: 10.1007/s10948-017-4311-2.
9. **Karpov I.V., Ushakov A.V., Demin V.G.** etc. Investigation of the residual stresses effect on the magnetic properties of CuO nanoparticles synthesized in a low-pressure arc discharge plasma // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2019. V. 490. 165492 P. doi: 10.1016/j.jmmm.2019.165492.
10. **Winkler E., Zysler R.D., Mansilla M. Vasquez**, etc. Surface anisotropy effects in NiO nanoparticles // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. 132409 P. doi: 10.1103/PhysRevB.72.132409.
11. **Tadić M., Panjan M., Marković D.** etc. Unusual magnetic properties of NiO nanoparticles embedded in a silica matrix // Journal of Alloys and Compounds. 2011. V. 509. Is. 25. P. 7134—7138. doi: 10.1016/j.jallcom.2011.04.032.
12. **Tiwari S.D., Rajeev K.P.** Signatures of spin-glass freezing in NiO nanoparticles // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. 104433 p. doi: 10.1103/PhysRevB.72.104433.
13. **Tadic M., Nikolic D., Panjan M.** etc. Magnetic properties of NiO (nickel oxide) nanoparticles: Blocking temperature and Neel temperature // Journal of Alloys and Compounds. 2015. V. 647. P. 1061—1068. doi: 10.1016/j.jallcom.2015.06.027.
14. **Karpov I.V., Ushakov A.V., Lepeshev A.A.** etc. Plasma-Chemical Reactor Based on a Low-Pressure Pulsed Arc Discharge for Synthesis of Nanopowders // Technical Physics. 2017. V. 62. No 1. P. 168—173. doi: 10.1134/S106378421701011X.
15. **Ushakov A.V., Karpov I.V., Lepeshev A.A.** Influence of the Oxygen Concentration on the Formation of Crystalline Phases of TiO_2 during the Low-Pressure Arc-Discharge Plasma Synthesis // Technical Physics. 2016. V. 61. No 2. P. 260—264. doi: 10.1134/S1063784216020262.
16. **Lepeshev A.A., Bayukov O.A., Rozhkova E.A.** etc. Modification of the phase composition and structure of the quasicrystalline Al-Cu-Fe alloy prepared by plasma spraying // Physics of the Solid State. 2015. V. 57. No 2. P. 255—259. doi: 10.1134/S1063783415020249.
17. **Tauc J.** Optical Properties of Solids. Academic Press Inc. New York (1966). 155 p.
18. **Alagiri M., Ponnusamy S., Muthamizhchelvan C.** Synthesis and characterization of NiO nanoparticles by sol-gel method // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2012. V. 23. Is. 3. P. 728—732. doi: 10.1007/s10854-011-0479-6.
19. **Zheng X.G., Xu C.N., Nishikubo K.** etc. Finite-size effect on Néel temperature in antiferromagnetic nanoparticles // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. 014464 p. doi:10.1103/PhysRevB.72.014464.
20. **Shah M. Asharf, Al-Ghamdi M.S.** Preparation of Copper (Cu) and Copper Oxide (Cu_2O) Nanoparticles under Supercritical Conditions // Mater. Sci. Appl. 2011. V. 2. 977 P. doi: 10.4236/msa.2011.28131.

ВНИМАНИЕ!

В связи с участившимися случаями распространения контрафактной продукции и невыполнения договорных обязательств со стороны некоторых подписных агентств убедительная просьба оформлять подписку только в рекомендуемых агентствах (список агентств приведен ниже). Также напоминаем, что все журналы, выпускаемые ООО «Наука и технологии», снабжены голограммой на первой сторонке обложки. При отсутствии голограммы просьба незамедлительно сообщать об этом в издательство по тел. (495)223-09-10 или e-mail: market@nait.ru.

Рекомендуемые подписные агентства:

ООО «УРАЛ-ПРЕСС», ООО «АГЕНТСТВО «КНИГА-СЕРВИС», ООО «ИНФОРМ-НАУКА».

УДК 620.197

Влияние кадмирования стали 60С2А в бесцианидных электролитах на ее прочностные характеристики и некоторые свойства кадмиевых покрытий

К.Н. СМИРНОВ[1], канд. техн. наук, доц., Е.А. АРХИПОВ[2], ген. дир., Т.А. ВАГРАМЯН[1], д-р техн. наук, проф., Д.А. ЖИРУХИН[1], аспирант, Д.А. ШУВАЛОВ[1], студ., И.В. ОДИНОКОВА[3*], канд. техн. наук, доц.

[1]ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева», Москва, 125047, Российская Федерация

[2]ООО ПК «НПП СЭМ. М», Москва, 127427, Российская Федерация

[3]ФГБОУ ВО «Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)», Москва, 125319, Российская Федерация

[*]E-mail: odinokova_iv@mail.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-8-12

Статья поступила в редакцию 04.02.2020
Принята после доработки 26.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Были исследованы влияние на прочностные характеристики стали 60С2А процесса кадмирования из различных типов электролитов и коррозионная стойкость кадмиевых покрытий. Результаты исследований показали, что вопреки устоявшемуся мнению о том, что минимальной склонностью к наводороживанию обладает хлоридно-аммонийный электролит кадмирования, в сульфатно-аммонийном электролите оно практически отсутствует, что позволяет исключить энергоемкую (а иногда даже опасную) операцию термообработки изделий после нанесения кадмиевого покрытия. Коррозионная стойкость кадмиевых покрытий наиболее высока для сульфатно-аммонийных электролитов как с хроматной пассивацией, так и без нее. Применение добавок ЦКН во всех трех типах электролитов приводит к заметному увеличению коррозионной стойкости кадмиевых покрытий.

Ключевые слова: *покрытие, кадмий, бесцианидные электролиты, кроющая способность, наводороживание, прочностные характеристики, коррозионная стойкость.*

Введение

Кадмиевые гальванические покрытия применяют главным образом для защиты стальных деталей и конструкций от коррозии. Кадмий в качестве защитного покрытия обладает существенными преимуществами перед цинком и никелем. При повреждении поверхности изделия кадмиевые покрытия

не отслаиваются, как это наблюдается с цинковыми или никелевыми покрытиями.

Детали, покрытые кадмием, обладают хорошей ковкостью по причине пластичности последнего, вследствие чего их можно формовать и штамповать. Покрытые кадмием детали легче свариваются, чем оцинкованные, а также пригодны для пайки.

По химической стойкости кадмиевые покрытия превосходят цинковые в щелочных и солевых средах. Вследствие этого они обладают большей защитной способностью, чем цинковые, при одинаковой и даже меньшей толщине слоя. Кроме того следует отметить, что кадмий не образует объемных продуктов коррозии.

Основные области применения кадмиевых покрытий:

1) защита от коррозии металлических изделий, соприкасающихся с морской водой и подобными ей растворами (цинковые покрытия в этом случае совсем непригодны);

2) защита от коррозии деталей машин, работающих в закрытых помещениях с умеренной или сильной влажностью;

3) защита от коррозии электрических контактов [1—4].

За рубежом кадмиевые покрытия практически не применяются в связи с токсичностью кадмия и его соединений, поэтому там активно ведутся исследовательские работы, направленные на замену кадмиевого покрытия. Как правило, это покрытия сплавами цинка, хотя в некоторых случаях есть попытки замены даже на полимерные покрытия [5—8]. Однако гальваническое нанесение сплавов осложнено зависимостью их состава от многих факторов (температура, плотность тока, содержание компонентов в растворе, гидродинамический режим), что приводит к существенным колебаниям содержания второго компонента и снижает надежность защитных свойств таких покрытий. Полимерные же покрытия непригодны для пайки. Поэтому в России для изделий, применяемых в стратегически значимых отраслях промышленности, традиционно наносятся кадмиевые покрытия, интерес к которым в последние годы повысился в результате подъема производства в этих отраслях [9—12].

При гальваническом нанесении кадмиевых покрытий на стальные изделия существует проблема т. н. «наводороживания» как покрытия, так и основного металла. Водород, выделяющийся при кадмировании, внедряется в структуру стали, что приводит к ухудшению ее механических (прочностных) характеристик [13]. Это явление особенно актуально для высокопрочных и пружинных сталей, для которых наводороживание может стать разрушающим фактором.

Для решения этой проблемы проводят термообработку изделий после кадмирования, причем успешность этой операции во многом зависит от состава электролита, в котором проводилось кадмирование. Известно, что при кадмировании в цианидных электролитах наблюдается высокая степень наводороживания, но при этом обезводороживание проходит без всяких осложнений. Однако применение этого электролита крайне ограничено в связи с наличием в составе цианида натрия — сильнодействующего ядовитого вещества.

Техническая литература предлагает различные бесцианидные электролиты кадмирования, среди которых особо следует отметить следующие:

1) хлоридно-аммонийный, имеющий высокий выход по току, следовательно, низкую степень наводороживания;

2) сульфатно-аммонийный, отличающийся высокой кроющей способностью;

3) сернокислый, преимуществом которого является простота состава и отсутствие аммония, осложняющего очистку сточных вод.

Для этих трех типов электролитов в РХТУ им. Д.И. Менделеева совместно с ООО ПК «НПП СЭМ. М» были созданы добавки, улучшающие их технологические характеристики — ЦКН-05 и ЦКН-05С, представляющие собой смесь в массовом отношении 1:19 кубового остатка этерификации рибозы алифатическим спиртом с числом атомов углерода в цепи С16—С22 при мольном соотношении 1:1 и продукта конденсации гексаметилен-

тетрамина с дихлорэтаном при мольном соотношении 1:(2—6), соответственно [14].

Цель работы

Целью данной работы было исследование прочностных характеристик (усилие на разрыв и относительное удлинение при разрыве) высокопрочной рессорно-пружинной стали 60С2А до и после кадмирования в указанных электролитах, а также после термообработки. Прочностные характеристики стали являются косвенным показателем количества водорода, поглощенного подложкой или оставшегося в ней после термообработки. Кроме того, в работе проведены коррозионные испытания кадмиевых покрытий, осажденных из вышеуказанных электролитов в присутствии разработанных добавок и без них.

Методики экспериментов

Все электролиты для нанесения кадмиевых покрытий готовились на дистиллированной воде из химикатов квалификации «ч.» согласно стандартным методикам. Кадмиевые покрытия наносились при катодной плотности тока 1 А/дм^2.

Прочность на разрыв стальных образцов и их удлинение при разрыве определялись на разрывной машине *Shimadzu AGS-X* [15—17]. Испытаниям подвергали образцы из проволоки (сталь 60С2А) диаметром 0,5 мм без покрытия и кадмированные в исследуемых электролитах и такие же образцы, прошедшие термообработку.

Коррозионные испытания проводились методом погружения кадмированных образцов в коррозионную среду — 5%-ный раствор NaCl с добавлением уксусной кислоты до *pH* 3,1—3,3; время испытания — 2500 часов. Коррозионная стойкость оценивалась по убыли массы кадмиевого покрытия [15].

Экспериментальная часть

Составы электролитов кадмирования приведены в табл. 1.

Результаты испытаний образцов высокопрочной рессорно-пружинной стали 60С2А и покрытий представлены в табл. 2 и 3.

Результаты испытаний на прочность (см. табл. 2) показывают, что наилучшими механическими характеристиками (сила разрыва и удлинение при разрыве) обладают образцы с кадмиевым покрытием, нанесенным из сульфатно-аммонийного электролита как с добавками ЦКН, так и из электролита по ГОСТу. При этом необходимо отметить, что до термо-

1. Составы электролитов кадмирования [18]

Компонент	Содержание, г/л					
	Хлоридно-аммонийный электролит		Сульфатно-аммонийный электролит		Сернокислый электролит	
	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН
Кадмий хлористый	50	50	—	—	—	—
Кадмий сернокислый	—	—	50	50	50	50
Аммоний хлористый	250	250	—	—	—	—
Аммоний сернокислый	—	—	250	250	—	—
Натрий хлористый	35	35	—	—	—	—
Серная кислота	—	—	—	—	50	50
Уротропин	—	—	15	—	—	—
Тиомочевина	8	8	—	—	—	—
Клей мездровый	2	—	—	—	—	—
ОС-20А	—	—	1	—	—	—
Диспергатор НФ	—	—	100	—	—	—
ЦКН-05	—	—	—	10	—	5
ЦКН-05С	—	15	—	10	—	15
Лимеда БК-10	—	—	—	—	25	—

2. Сила разрыва и относительное удлинение образцов

	Без покрытия	Хлористо-аммонийный электролит		Сульфатно-аммонийный электролит		Сернокислый электролит	
		ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН
Сила разрыва, Н	171,6 (170,8)	152,1 (167,3)	155,8 (165,5)	170,9 (166,3)	172,0 (165,0)	142,2 (163,6)	149,8 (164,7)
Удлинение до разрыва, мм	9,6 (11,8)	6,4 (10,7)	6,8 (10,5)	11,3 (10,9)	10,3 (10,7)	5,0 (10,5)	5,3 (9,9)

Толщина кадмиевого покрытия 20 мкм.
В скобках указаны значения после термообработки проволоки (200 °С, 2 часа).

3. Ускоренные коррозионные испытания методом погружения

Образцы без хроматной пассивации						
Убыль массы, г/м²	Хлористо-аммонийный электролит		Сульфатно-аммонийный электролит		Сернокислый электролит	
	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН
	78,8	49,3	46,6	42,6	59,3	61,3
Образцы с хроматной пассивацей						
Убыль массы, г/м²	Хлористо-аммонийный электролит		Сульфатно-аммонийный электролит		Сернокислый электролит	
	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН	ГОСТ	ЦКН
	51,1	49	45,8	41,5	55,4	50,7

Покрытие — кадмий 10 мкм; коррозионная среда — 5%-ный раствор NaCl с добавлением уксусной кислоты до *pH* 3,1—3,3; время испытания — 2500 часов.

обработки характеристики полностью соответствуют образцам без покрытия, а после термообработки усилие разрыва и удлинение незначительно снижаются. Это явление можно объяснить отсутствием водорода в стальной подложке после кадмирования в сульфатно-аммонийном электролите, что было показано ранее в [19]; проведение же термообработки образцов негативно сказывается на прочностных характеристиках.

Для хлоридно-аммонийного и сернокислого электролитов заметно существенное ухудшение механических характеристик после кадмирования как с добавками ЦКН, так и в составах по ГОСТ, что свидетельствует о внедрении водорода в стальную основу. Последующая термообработка приводит к приближению прочности образцов к непокрытым и покрытым из сульфатно-аммонийных электролитов.

Таким образом, можно сделать заключение о том, что для нанесения кадмиевых покрытий на изделия из высокопрочной рессорно-пружинной стали 60С2А целесообразно применять именно сульфатно-аммонийный электролит, причем с добавками ЦКН, поскольку в их присутствии электролит имеет кроющую способность, не уступающую цианидному электролиту [20]. При этом не требуется последующая термообработка, если исключено наводороживание основы на стадиях предварительной подготовки.

Результаты ускоренных коррозионных испытаний покрытий, представленные в табл. 3, свидетельствуют, что при отсутствии хроматной пассивации наименьшая убыль массы покрытия наблюдается для образца с кадмиевым покрытием, нанесенным из сульфатно-аммонийного электролита с добавками ЦКН. Для всех остальных образцов убыль массы заметно больше. Однако надо отметить, что присутствие во всех электролитах добавок ЦКН приводит к некоторому снижению убыли массы покрытия после коррозионных испытаний, что может быть связано с получением более плотной структуры покрытия из электролитов с разработанными добавками.

После хроматирования убыль массы снижается для всех образцов, но в большей степе-

ни для осажденных из хлоридно-аммонийного электролита.

Выводы

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Вопреки устоявшемуся мнению о том, что минимальной склонностью к наводороживанию обладает хлоридно-аммонийный электролит кадмирования, в сульфатно-аммонийном электролите оно практически отсутствует, что позволяет исключить энергоемкую (а иногда даже опасную) операцию термообработки изделий после нанесения кадмиевого покрытия.

2. Коррозионная стойкость кадмиевых покрытий наиболее высока также для сульфатно-аммонийных электролитов (по ГОСТ и с добавками ЦКН) как с хроматной пассивацией, так и без нее.

3. Применение добавок ЦКН во всех трех типах электролитов приводит к заметному увеличению коррозионной стойкости кадмиевых покрытий.

Список литературы

1. **Ильин В.А.** Цинкование, кадмирование, лужение и свинцевание. Библиотечка гальванотехника. Л.: «Машиностроение», 1977.
2. **Ажогин Ф.Ф.** и др. Гальванотехника. Справочник под ред. А.М. Гинберга. М.: «Металлургия», 1987.
3. **Вайнер Я.В.** и др. Справочник по защитно-декоративным покрытиям под ред. Н.П. Федотьева. М, Л.: «Машгиз», 1951.
4. **Сухотин А.М.** Справочник по электрохимии. Л.: «Химия», 1981.
5. **Lee L., Descartes S., Chromik R.R.** Comparison of fretting behavior of electrodeposited Zn — Ni and Cd coatings // International J. 2018. V. 120. April. P. 535—546.
6. **Sriraman K.R., Brahimi S., Szpunar J.A., Osborne, J.H., Yue S.** Characterization of corrosion resistance of electrodeposited Zn—Ni, Zn and Cd coatings // Electrochimica Acta. 2013. 105. P. 314—323.
7. **Квасников М.Ю., Уткина И.Ф., Крылова И.А., Романова О.А., Смирнов К.Н.** Получение металлополимерных покрытий в одном технологическом процессе электролитического осаждения металлов с катодным электроосаждением водоразбавляемых олигомерных полиэлектролитов // Химическая промышленость сегодня. 2014. № 2. С. 51—56.
8. **Kvasnikov M.Yu., Romanova O.A., Smirnov K.N., Utkina I.F., Kiselev M.R., Korolev Yu.M., Krylova I.A., Antipova E.M., Silaeva A.A.** Obtainment of a Metal-Polymer Coating via the Simultaneous Combination of Electrodeposition on the Cathode of Oligomeric Electrolytes and Electrodeposition of Metals // Polymer Science. Ser. A. 2015. V. 57. No 4. P. 473—479.
9. **Kruglikov S.S., Smirnov C.N., Kravchenco D.V., Arhipov E.A.** Non-cyanide Cadmium Plating Bath with High Covering Power // SUR / FIN Asia — Pacific Manufacturing & Technology Conference. 2014.
10. **Смирнов К.Н., Архипов Е.А., Кравченко Д.В.** Безаммонийный электролит кадмирования. Гальванотехника и обработка поверхности. М., 2015. Т. XXIII. № 4. С. 20—24.
11. **Смирнов К.Н., Архипов Е.А., Кравченко Д.В.** Добавки для сульфатно-аммонийного электролита кадмирования. Практика применения // Гальванотехника и обработка поверхности. 2016. Т. XXIV. № 2. С. 35—38.
12. **Никифоров А.А., Смирнов К.Н., Кравченко Д.В., Архипов Е.А., Закирова Л.И., Виноградов С.С.** Применимость сульфатно-аммонийного электролита кадмирования с добавкой ЦКН-04 для авиационной промышленности // Труды ВИАМ. 2016. № 12 (48). С. 93—102.
13. **Кудрявцев В.Н.** Механизмы наводороживания стали при электроосаждении кадмиевых и цинковых покрытий // Журнал «ВХО». 1988. № 3. С. 289—296.
14. **Патент РФ № 2017123958**, 2017.07.06. Способ электроосаждения защитных кадмиевых покрытий (варианты) // Архипов Е.А., Смирнов К.Н., Жирухин Д.А., Володин И.А., Калинкина А.А., Ваграмян Т.А.
15. **Абрашов А.А., Григорян Н.С., Ваграмян Т.А., Смирнов К.Н.** Методы контроля и испытания электрохимических и конверсионных покрытий. М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева. 2016. 212 С.
16. **ГОСТ 1497—73.** Металлы. Методы испытаний на растяжение.
17. **ISO 6892(1998.03).** Metallic materials: Tensile testing.
18. **ГОСТ9.305—84.** Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Операции технологических процессов получения покрытий.
19. **Архипов Е.А., Смирнов К.Н., Кравченко Д.В.** Наводороживание в бесцианистых электролитах кадмировния // Гальванотехника и обработка поверхности. 2017. Т. XXV. № 4. С. 10—15.
20. **Архипов Е.А., Кравченко Д.В., Смирнов К.Н.** К вопросу о кроющей способности электролитов // Гальванотехника и обработка поверхности. 2015. Т. XXIII. № 3. С. 30—34.

УДК 621.8

Оценка прочностных свойств клеесварных соединений при отрицательных температурах

А.Ю. КОНОПЛИН, канд. техн. наук, доц., Н.И. БАУРОВА, д-р техн. наук, проф.

ФГБОУ ВО «Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)», Москва, 125319, Российская Федерация

*E-mail: nbaurova@mail.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-13-17

Статья поступила в редакцию 14.02.2020
Принята после доработки 20.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Рассмотрено влияние отрицательных температур на прочностные свойства клеесварных соединений с различными типами клеевых материалов (эпоксидный, анаэробный, кремнийорганический) и показано, что независимо от химической природы используемого материала, прочность клеесварных соединений выше, чем прочность сварных. Установлено, что из всех исследованных типов адгезионных материалов использование анаэробного герметика позволяет получать клеесварные соединения с наиболее высокими прочностными характеристиками, по сравнению с аналогичными сварными. Сверхнизкие значения температур (–50 °С) не только не оказывают отрицательного влияния на механические характеристики клеесварных соединений, но, наоборот, позволяют их повысить, по сравнению с аналогичными образцами, испытания которых проводили при комнатных температурах.

Ключевые слова: *клеевые соединения, клеесварные соединения, прочностные свойства, отрицательные температуры.*

Введение

Клеевые технологии используются при проведении многих видов ремонтных работ, что связано с их высоким качеством и надежностью при минимальных затратах [1—5]. По сравнению с технологией сварки, клеевые технологии менее энергоемки, для их применения требуется существенно меньшее количество специального оборудования и, что очень важно, они являются более технологичными.

В настоящее время под общий термин «клеи» попадают различные группы адгезионных материалов, в том числе и герметиков [4, 5], основным назначением которых является соединение между собой двух и более деталей. Традиционно требования к клеевым технологиям были выше, чем к тем, при которых проводили герметизацию. Для клеевых составов прочность адгезионных соединений — это основной показатель, и он в существенной степени зависит от качества очистки перед нанесением клея сопрягаемых поверхностей. Основное назначение герметизирующих материалов — это уплотнение, и по этой причине толщина слоя герметика много выше, чем клеевого шва.

Однако для клеесварной технологии ремонта одинаково успешно используют и клеевые, и герметизирующие материалы. Наибольшее применение в клеесварной технологии нашли анаэробные и кремнийорганические материалы, которые традиционно относят к группе герметиков, и эпоксидные клеи, которые фактически являются универсальным ремонтным материалом [4, 5].

Подавляющее большинство клеев и герметиков, независимо от их химической природы, могут изготавливаться и наноситься на поврежденные поверхности только при комнатной температуре. В то же время текущий ремонт большой номенклатуры машин выполняют не в помещениях, а на улице. Для условий Арктики, Сибири и Дальнего Востока температуры в зимнее время года составляют от –7 до –50 °С, что требует разработки новых адгезионных технологий проведения ремонтных работ [6, 7].

Несмотря на широкое развитие теоретических методов оценки характеристик материалов [4, 8, 9], соединений [10, 12] и технологических процессов [7, 11, 13], по-прежнему актуальным является проведение экспериментальных исследований в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным.

Целью настоящей работы является оценка влияния отрицательных температур на прочностные свойства клеесварных соединений с различными типами клеевых материалов.

Объекты и методика испытаний

В табл. 1 приведены свойства адгезионных материалов, используемых при получении клеесварных соединений. Выбор данных типов клеевых и герметизирующих материалов был основан на ранее полученных результатах [12, 14], которые подтвердили их хорошие технологические и механические свойства. Составы герметиков являлись однокомпонентными, тогда как эпоксидный клей состоял из двух компонентов: смола ЭД-20 и полиэтиленполиамин (ПЭПА), соотношение компонентов составляло 100:11 мас. ч.

Таким образом, два материала условно относились к группе конструкционных клеев, обеспечивающих высокую прочность клеевому соединению (эпоксидный ЭД-20 и анаэробный Анакрол 101), а один материал не являлся конструкционным (ВГО-1), т.к. позволял получать клеевые соединения с низкой прочностью.

Все значения адгезионной прочности (см. табл. 1) приведены для испытаний при комнатной температуре (на образцах Ст. 30ХГСА), тогда как аналогичные испытания, проведенные в условиях отрицательного воздействия температур, в технической литературе отсутствуют или приводятся ограниченно.

Образцы для испытаний представляли собой пластины размером 40х150, соединенные внахлест с использованием контактной точечной сварки (1 точка) без клея (традиционное соединение) и с использованием различных типов клеевых материалов. Контактную сварку проводили на режимах, изложенных в работах [12, 14]. Площадь клеевого соединения составила 1600 мм^2. Схематичное изображение образцов из стали 08пс для проведения испытаний приведено на рис. 1 (толщина образцов из Ст 08пс составила 0,8 мм, а из нержавеющей стали *AISI* 430—0,5 мм).

Выбор этих двух марок стали был связан с разными областями их применения: сталь 08пс используется как один из основных материалов в кузовных конструкциях,

1. Свойства материалов, используемых при клеесварной технологии

Показатели	Марка материала		
	ВГО-1	Анакрол 101	ЭД-20
Химическая природа основного компонента	Кремнийорганический	Анаэробный	Эпоксидный
Количество компонентов	1		2
Стандартная технология отверждения	+23 ± 3°С в течение 3 суток	+23 ± 3°С в течение 1 суток	
Адгезионная прочность при сдвиге, МПа	3,0	12*	13,5
Адгезионная прочность при отрыве, МПа	4,5	—	15

*аксиальный сдвиг

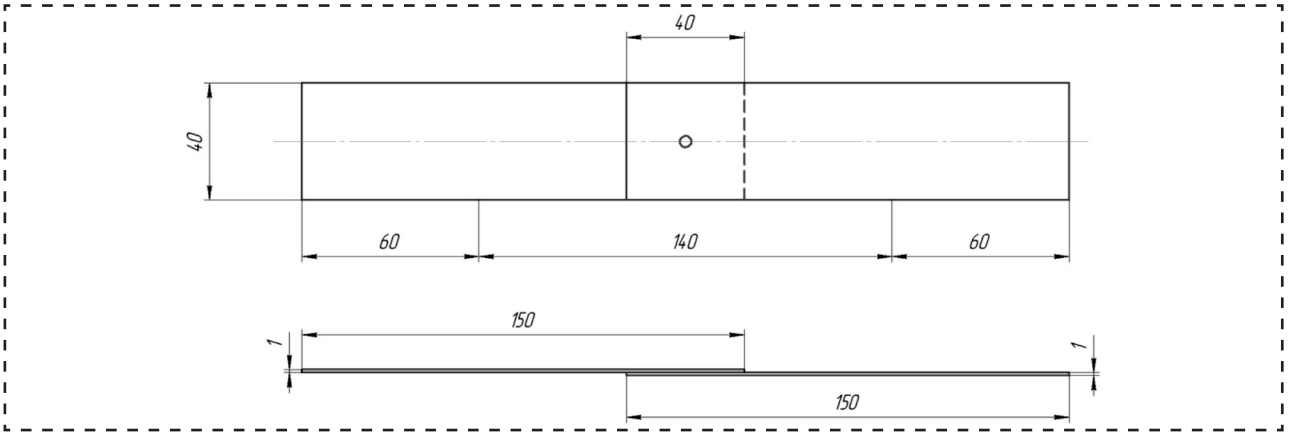
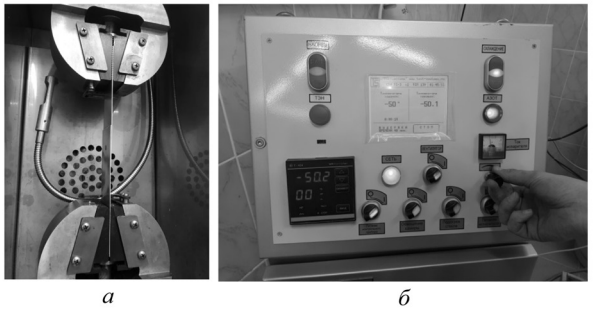


Рис. 1. Схема клеесварного образца

восстановление которых эффективно выполнять по клеесварным технологиям, нержавеющая сталь *AISI* 430 широко применяется в системах теплообмена и в машиностроении для изделий, работающих в условиях коррозионной среды и при низких температурах. Использование этих материалов позволяло оценить качество клеесварных соединений в условиях применения единых технологических режимов.

Нанесение, отверждение клеевых материалов и сварка осуществлялись при комнатной температуре.

Процесс испытаний состоял из двух этапов. На первом этапе клеесварные образцы выдерживали при температуре испытаний 30 дней. Для этих целей использовался криостат *LOIP FT*-311–80, в котором обеспечивалось значение температур –50 °С, с точностью поддержания данной температуры ±0,1 °С, и морозильная камера *PozisFH*-258–1, в которой обеспечивалось значение температур –30 °С.



а *б*

Рис. 2. Фото образца, закрепленного в захваты (*а*) и панель управления системы температурных испытаний (*б*)

На втором этапе проводили механические испытания клеесварных образцов также при отрицательных значениях температур.

Механические испытания клеесварных образцов выполняли по ГОСТ 6996—66 на машине для испытания конструкционных материалов «УТС 110М-50» с использованием системы температурных испытаний «СТИ ТС 3» (рис. 2, *а*). На панели управления СТИ задавалась температура испытаний соответственно –30 °С и –50 °С (рис. 2, *б*) и время выдержки образцов 40 мин. После закрепления образца в захваты в ЭБУ машины, задается ГОСТ на проведение испытаний тип и геометрические параметры образца, размер серии образцов, наименование рабочей зоны машины (в случае применения СТИ только верхняя зона).

Результаты и обсуждение

В табл. 2, 3 приведены средние значения максимальных разрушающих усилий и величины среднеквадратических отклонений (дисперсий) для клеесварных соединений из нержавеющей стали марки *AISI* 430 (см. табл. 2) и из стали марки 08пс (см. табл. 3) с различными типами клеев при положительных (+20 °С) и отрицательных (–30 и –50 °С) температурах.

Анализ результатов испытания соединений, выполненных при сварке образцов из нержавеющей стали *AISI* 430 (см. табл. 2), показал, что независимо от химической природы используемого адгезионного материала имеет место существенное повышение прочности клеесварных соединений по сравнению

2. Результаты прочностных испытаний клеесварных соединений из нержавеющей стали марки *AISI* 430 с различными типами клеев при отрицательных температурах

Тип соединения/клеевой материал	Температура испытаний, °С		
	+20	–30	–50
Контактная точечная сварка без клея (1 точка): — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	 2657 47	 2910 55	 2895 230
Клеесварное соединение/эпоксидный клей — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	 5568 123	 4898 178	 5741 320
Клеесварное соединение/анаэробный клей — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	 8678 72	 6416 93	 7171 260
Клеесварное соединение/кремнийорганический герметик — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	 4975 116	 4093 133	 8053 240

3. Результаты прочностных испытаний клеесварных соединений из стали марки 08пс с различными типами клеев при отрицательных температурах

Значения максимального разрушающего усилия, Н			
Тип соединения/клеевой материал	Температура испытаний, °С		
	+20	–30	–50
Контактная точечная сварка без клея (1 точка): — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	4983 58	5533 76	5400 290
Клеесварное соединение/эпоксидный клей — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	7536 210	6335 255	8095 398
Клеесварное соединение/анаэробный клей — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	11320 110	5889 154	7543 287
Клеесварное соединение/кремнийорганический герметик — среднее значение разрушающих усилий, Н; — дисперсия	6407 144	7774 183	8601 282

со сварными. В наименьшей степени прочность при +20 °С повышается при использовании кремнийорганического герметика (в 1,87 раз), а в наибольшей (в 3,2 раза) — при использовании анаэробного клея.

Воздействие отрицательных температур оказывает неоднозначное влияние на механические характеристики сварных и клеесварных соединений. Для всех исследованных образцов при температуре –30 °С механические характеристики снижались, причем в наибольшей степени они уменьшались при использовании анаэробного герметика (на 30%), в наименьшей — для кремнийорганического герметика (<20%). Однако при еще более низких температурах (–50 °С) для всех типов соединений имело место повышение прочности, причем при использовании кремнийорганического герметика эта величина увеличилась даже по сравнению с комнатной температурой в 1,6 раза.

Аналогичным образом изменяется прочность клеесварных соединений, выполненных на стали 08пс, однако прочностные характеристики на 35—90% выше, чем для аналогичных типов соединений, выполненных при точечной сварке и клеесварке пластин из стали *AISI* 430. Использование при клеесварке анаэробного состава также привело к наиболее существенному повышению прочности клеесварного соединения (в 2,3 раза) по сравнению со сварным.

Величина дисперсии для сварных соединений (независимо от используемых материалов) существенно ниже, чем для клеесварных соединений. В наименьшей степени величина дисперсии повышается (по сравнению со сварным соединением) при использовании анаэробного клея и кремнийорганического герметика, тогда как для эпоксидного клея значения дисперсии наибольшие. Это, вероятно, связано с особенностями технологии, поскольку только эпоксидный клей являлся двухкомпонентным составом, что требовало дополнительных технологических операций по взвешиванию компонентов и их перемешиванию. Для всех рассмотренных типов сварных и клеесварных соединений уменьшение температуры, при которой проводили испытания, вело к росту дисперсии. Однако для всех исследованных типов соединений значение величины дисперсии не превышало 2—3% от величины разрушающей нагрузки, что являлось косвенным доказательством высокого качества предлагаемой технологии.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что независимо от химической природы используемого клея (герметика) прочность клеесварных соединений выше, чем прочность сварных. Использование анаэробного герметика марки Анакрол 101 позволяет получать клеесварные соединения с наиболее высокими прочностными характеристиками по сравнению с аналогичными сварными, прирост прочности составил 2,3 и 3,2 раза для сталей марок *AISI* 430 и 08пс соответственно.

Исследуемые типы адгезионных материалов по мере увеличения прочности клеесварных соединений располагаются в следующий ряд: анаэробный — эпоксидный — кремнийорганический. Для клеевых соединений закономерность иная, поскольку наибольшая прочность достигается при использовании эпоксидного клея. Таким образом экспериментально доказано, что нет прямой связи между прочностью клеевого и клеесварного соединений, поскольку прочность кремнийорганического герметика в разы ниже, чем прочность клеевых соединений, полученных с использованием эпоксидного и анаэробного клеев.

Сверхнизкие значения температур (–50 °С) не только не оказывают отрицательного влияния на механические характеристики клеесварных соединений, но даже наоборот позволяют их повысить по сравнению с аналогичными образцами, испытания которых проводили при комнатных температурах.

Работа выполнена в рамках научных исследований по проекту № 2019—1342.

Список литературы

1. **Галиновский А.Л.** и др. Технологии производства и диагностики композитных конструкций летательных аппаратов. Старый Оскол: ТНТ, 2019. 384 с.
2. **Рудской А.И., Попович А.А., Григорьев А.В.** Композиционные материалы и покрытия. СПб, 2017. 223 с.
3. **Зорин В.А., Бочаров В.С.** Надежность машин. Орел: ОрелГТУ, 2003. 549 с.
4. **Петрова А.П., Малышева Г.В.** Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. 472 с.
5. **Скрябин В.А., Схиртладзе А.Г.** Технологические методы применения полимерных материалов при проведении ремонтных работ // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2017. № 7. С. 14—19.
6. **Турусов Р.А.** Адгезионная механика. Монография. М.: Сер. Библиотека научных разработок и проектов НИУ МГСУ, 2016. 160 с.
7. **Lapina N.V., Baurova N.I.** Feature of processing machinery parts for workability when transiting to new construction materials // Polymer Science, Series D. 2016. V. 9 (3). P. 326—330.
8. **Kobets L.P., Malysheva G.V., Borodulin A.S.** Rheological properties of system «elastomer binder-discrete carbon fiber» // Inorganic Materials: Applied Research. 2016. V. 7 (1). P. 15—19.
9. **Гузева Т.А.** Методы оценки эксплуатационных свойств полимерных композиционных материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2014. № 3. С. 17—19.
10. **Фрейдин А.С., Турусов Р.А.** Свойства и расчет адгезионных соединений. М.: Химия, 1990. 256 с.
11. **Суслов А.Г., Дальский А.М.** Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 684 с.
12. **Konoplin A.Yu., Baurova N.I.** Hardness of the near-weld zone during contact spot welding of steels using an adhesive-weld technology // Russian Metallurgy. 2016. V. 13. P. 1308—1311.
13. **Rudskoi A.I., Baurova N.I.** Technological heredity during the production and operation of structural materials // Russian Metallurgy. 2019. V. 13. P. 1378—1383.
14. **Коноплин А.Ю., Баурова Н.И., Аноприенко А.К.** Клеемеханические соединения при производстве и ремонте машин. М.: МАДИ, 2020. 200 с.

УДК 621.777

Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном.

Сообщение 17. Экспериментальная проверка теоретических результатов на упрочняющемся материале

А.Л. ВОРОНЦОВ*, д-р техн. наук, проф., И.А. НИКИФОРОВ, аспирант

ФГБОУ ВО Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет) (МГТУ им. Баумана), Москва, 105005, Российская Федерация

*E-mail: mt13@bmstu.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-18-25

Статья поступила в редакцию 22.08.2019
Принята после доработки 23.10.2019
Принята к публикации 01.04.2020

Изложены результаты экспериментальной проверки на упрочняющемся материале полученных теоретических формул, позволяющих определять важнейшие параметры выдавливания стаканов с контрпуансоном. Детально описаны методики теоретических вычислений и характеристики использованных инструментов, геометрические параметры опытов по выдавливанию, прочностные характеристики деформируемого материала, а также его смазка. Подтверждена высокая точность полученных расчетных формул.

Ключевые слова: *стакан с фланцем, объемная штамповка, прямое выдавливание, напряжения, деформации.*

Данная статья является продолжением работ [1—16] и посвящена дальнейшей экспериментальной проверке выведенных ранее формул и созданных на их основе методик определения основных технологических параметров процесса прямого выдавливания стаканов с фланцем с использованием контрпуансона.

Параллельно с описанными в работе [16] экспериментами по выдавливанию неупрочняющегося свинца С00 до переточки инструмента проводились и опытные исследования выдавливания упрочняющегося алюминиевого сплава АД1.

В соответствии с ГОСТ 25.503—97 путем испытания при комнатной температуре на сжатие пяти образцов с выточками по торцам, заполненными парафином, была получена кривая упрочнения алюминиевого сплава АД1, показанная на рис. 30 и характеризующая зависимость напряжения текучести σ_s от логарифмической деформации e_i, которая, как показано в работах [17—21], является накопленной деформацией при простом сжатии. Затем

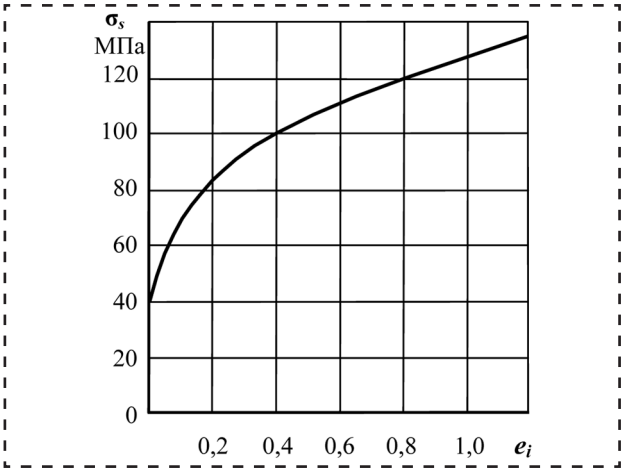


Рис. 30. Кривая упрочнения алюминиевого сплава АД1

по методике, изложенной в вышеуказанных работах, была получена наиболее точная математическая аппроксимация данной кривой, имеющая вид

$$\sigma_s = 160 - 90e^{-e_i} - 30e^{-10e_i} \text{ МПа}. \qquad (818)$$

Дополнительно укажем, что полученная нами кривая упрочнения алюминиевого сплава АД1, показанная на рис. 30, совпадает с кривыми, представленными в справочниках [22, с. 80, рис. 154, 155; 23, с. 106, рис. 5.20, с. 124, рис. 5.73]. Со справочными данными совпадает и установленный нами предел текучести $\sigma_{s0} = 40$ МПа [22, с. 107; 23, с. 85].

Для предотвращения налипания алюминия на инструмент все опыты проводились с рекомендуемой смазкой животным жиром, обеспечивающей при относительном ходе $s/r \le 1$ коэффициенты трения $\mu = \mu_1 = 0{,}1$, а при $s/r > 1$ – $\mu = \mu_1 = 0{,}3$ [18, 24]. Высота исходных заготовок $H_0 \approx 25$ мм.

Рис. 31. Выдавленные образцы из алюминиевого сплава АД1

Типовые образцы, полученные выдавливанием из алюминиевого сплава АД1, показаны на рис. 31—33.

Для оценки точности учета упрочнения выдавливаемого материала на силу деформирования при $R = 25$ мм, $R_1 = 20$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45°$, $h_{кс} = 10$ мм, $h_{кп} = 15$ мм, $H_1 = H_2$ была записана диаграмма изменения силы по ходу выдавливания, представленная на рис. 34, где показана также и теоретическая кривая, очень хорошо совпадающая с экспериментальной.

Пример 2. Определить теоретическое значение силы прямого выдавливания из алюминиевого сплава АД1 стакана с фланцем с использованием контрпуансона в момент заполнения конического участка матрицы до промежуточного радиуса $R_1 = 22{,}5$ мм при $R = 25$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45°$, $H_0 = 24{,}3$ мм, $H_1 = H_2$ и сравнить найденное значение с экспериментальным значением $P_э = 205$ кН (табл. 2).

Решение. С учетом хорошей смазки принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По формуле (702) находим

Рис. 32. Выдавленный образец из алюминиевого сплава АД1

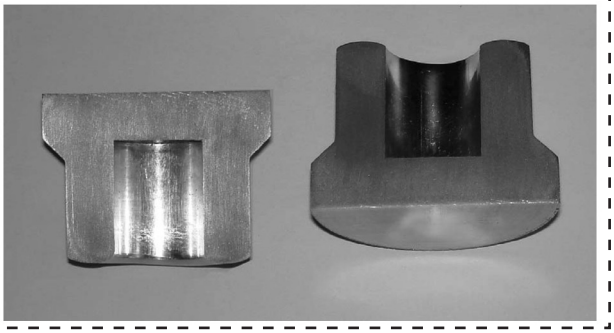


Рис. 33. Выдавленные образцы из алюминиевого сплава АД1, разрезанные вдоль оси

$h_0 = 2{,}5$ мм. Поскольку $H_1 = H_2$, то в соответствии с формулой (701) $\Delta = 0$. С учетом этого по формуле (710) находим рабочий ход, необходимый для заполнения конического участка матрицы до промежуточного радиуса $R_1 = 22{,}5$ мм: $s_{02} = 1{,}9$ мм. Далее используем это значение в качестве расчетной величины рабочего хода s. Из формулы (717) видно, что радиус $R_г$ границы между периферийным и центральным очагами пластической деформации по мере заполнения конического участка будет непрерывно меняться, поскольку непрерывно меняется радиус R_1 от исходного значения $R = 25$ мм до заданного значения $R_1 = 22{,}5$ мм. Поэтому, если вычислять накопленные деформации для $R_г$, соответствующего конечному значению $R_1 = 22{,}5$ мм, мы получим преувеличенное значение, поскольку обжатие не было в процессе деформации постоянным, а нарастало постепенно. На начальной стадии выдавливания, когда деформации небольшие и погрешность будет существенна, намного точнее использовать среднее значение

$$R_{1ср} = 0{,}5(R + R_1), \qquad (819)$$

с учетом чего $R_{1ср} = 23{,}75$ мм. Для данной величины по формуле (717) вычисляем $R_{гср} = 19{,}7$ мм. Это значение мы и будем использовать для расчета накопленных деформаций в начальной стадии заполнения конического участка матрицы, подставляя его во все дальнейшие деформационные формулы вместо $R_г$. С учетом этого по формуле (718) находим коэффициент обжатия заготовки $\psi = 0{,}215$. Далее по формуле (719) находим высоту периферийного очага пластической деформации $h_1 = 1{,}7$ мм. Так как $h_1 < h_0$, то принимаем $h_1 = h_0 = 2{,}5$ мм. Поскольку условие свободного выдавливания в периферийном очаге (720) выполняется с очевидностью (в данном случае по формуле (706) $H_1 = H_2 = H_0 - s = 24{,}3 - 1{,}9 = 22{,}4$ мм), то по формуле (721) находим начальную высоту центрального очага пластической деформации $h_2 = 9{,}3$ мм, а затем, приняв $k_у = 0{,}95$, по формуле (722) вычисляем расчетную высоту центрального очага пластической деформации $h_{e2} = 13{,}9$ мм. По выражению (723) видим, что условие свободного выдавливания в центральном очаге тоже выполняется. Далее по формуле (724) определяем расчетную высоту периферийного очага пластической деформации $h_e = 12{,}9$ мм. По формуле (725) определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в периферийной области, примыкающей к радиусу $R_г$, становится стационарным: $s_{ст} = 11{,}6$ мм. Так как угол конусности матрицы $\gamma \le \gamma_з = 60°$, то по формуле (727) находим вспомогательную величину $n = 0{,}906$ и принимаем $z_1 = 0$. Далее по формуле (729) вычисляем $e_{iД} = 0{,}225$. Затем по формуле (731) находим $e_{iДЕ} = 0{,}113$. По формуле (732) вычисляем $e_{iА} = 1{,}046$. По формуле (733) определяем $e_{iВ} = 1{,}121$. Далее по формуле (734) находим $e_{i2} = 0{,}760$. По формуле (735) вычисляем $e_{iВГ} = 0{,}787$. По формуле (736) определяем $e_{i1} = 0{,}457$. Затем по формуле (737) находим

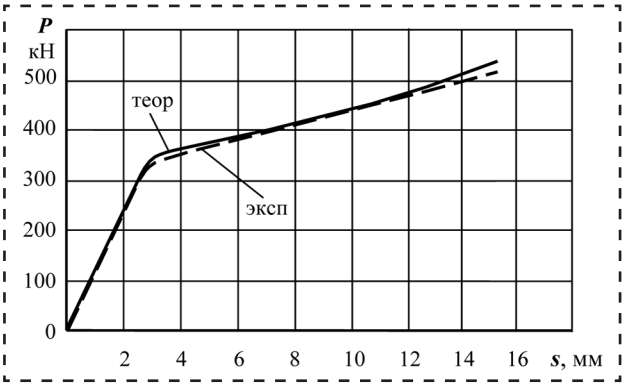


Рис. 34. График изменения силы по ходу выдавливания образца из алюминиевого сплава АД1

2. Сравнение расчетных и экспериментальных значений силы по ходу прямого выдавливания стакана из алюминиевого сплава АД1 при значениях $R = 25$ мм, $R_1 = 20$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45°$, $h_{кс} = 10$ мм, $h_{кп} = 15$ мм, $H_0 = 24{,}3$ мм

s, мм	$\mu = \mu_1$	e_i	σ_s, МПа	P, кН	$P_э$, кН	δ, %
1,9	0,1	0,282	90	207,3	205	1,1
3,3	0,1	0,487	104	353,2	350	0,9
8,0	0,1	0,615	111	408,4	405	0,8
15,3	0,3	0,806	120	540,4	515	4,7

$e_{i1,2} = 0{,}610$. После этого по формуле (739) вычисляем вспомогательную величину $n_2 = 0{,}136$. По формуле (740) находим $s_{ст2} = 12{,}6$ мм. Так как рабочий ход $s < s_{ст2}$, то по формуле (741) вычисляем координату $z_3 = 12{,}0$ мм. Далее по формуле (742) находим $e_{iД} = 0{,}034$. Затем по формуле (744) находим $e_{i3} = 0{,}032$. По формуле (745) вычисляем $e_{i4} = 0{,}128$. По формуле (746) находим $e_{i3,4} = 0{,}099$. По формуле (747) определяем $e_i = 0{,}282$. Для данной накопленной деформации по аппроксимации (818) находим напряжение текучести $\sigma_s = 90$ МПа. Так как сила процесса определяется в момент, когда $R_1 = 22{,}5$ мм, то по формуле (717) вычисляем $R_г = 16{,}9$ мм. С учетом того, что $\sigma_{s0} = 40$ МПа, а трущаяся о калибрующий участок матрицы стенка изделия еще не образовалась, в связи с чем следует принять $h_{кс} = 0$, по формуле (749) вычисляем силу выдавливания периферийной части заготовки $P_{1,2} = 112{,}5$ кН. С учетом того, что в рассматриваемый момент образовалась лишь внутренняя полость высотой 2,5 мм, что можно учесть принятием $h_{кп} = 2{,}5$ мм, по формуле (750) вычисляем силу выдавливания центральной части заготовки $P_{3,4} = 94{,}8$ кН. Далее по формуле (751) находим полную силу выдавливания $P = 207{,}3$ кН. Сравнивая с экспериментальным значением $P_э = 205$ кН, по формуле (817) находим расхождение $\delta = 1{,}1\%$.

Пример 3. Определить теоретическое значение силы прямого выдавливания из алюминиевого сплава АД1 стакана с фланцем с использованием контрпуансона в момент полного заполнения конического участка матрицы при $R = 25$ мм, $R_1 = 20$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45°$, $H_0 = 24{,}3$ мм, $H_1 = H_2$ и сравнить найденное значение с экспериментальным значением $P_э = 345$ кН (табл. 2).

Решение. С учетом хорошей смазки принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По формуле (702) находим $h_0 = 5$ мм. Поскольку $H_1 = H_2$, то в соответствии с формулой (701) $\Delta = 0$. С учетом этого по формуле (710) находим рабочий ход, необходимый для заполнения конического участка матрицы: $s_{02} = 3{,}3$ мм. Далее используем это значение в качестве расчетной величины рабочего хода s. Из формулы (717) видно, что радиус $R_г$ границы между периферийным и центральным очагами пластической деформации по мере заполнения конического участка будет непрерывно меняться, поскольку непрерывно меняется радиус R_1 от исходного значения $R = 25$ мм до заданного значения $R_1 = 20$ мм. Поэтому, если вычислять накопленные деформации для $R_г$, соответствующего конечному значению $R_1 = 20$ мм, мы получим преувеличенное значение, поскольку обжатие не было в процессе деформации постоянным, а нарастало постепенно. На начальной стадии выдавливания, когда деформации небольшие и погрешность будет существенна, намного точнее использовать среднее значение в соответствии с формулой (819) равное $R_{1ср} = 22{,}5$ мм. Для данной величины по формуле (717) вычисляем $R_{гср} = 16{,}9$ мм. Это значение мы и будет использовать для расчета накопленных деформаций в начальной стадии заполнения конического участка матрицы, подставляя его во все дальнейшие деформационные формулы вместо $R_г$. С учетом этого по формуле (718) находим коэффициент обжатия заготовки $\psi = 0{,}246$. Далее по формуле (719) находим высоту периферийного очага пластической деформации $h_1 = 3{,}2$ мм. Так как $h_1 < h_0$, то принимаем $h_1 = h_0 = 5$ мм. Поскольку условие свободного выдавливания в периферийном очаге (720) выполняется (в данном случае по формуле (706) $H_1 = H_2 = 21$ мм), то по формуле (721) находим начальную высоту центрального очага пластической деформации $h_2 = 7{,}5$ мм, а затем, приняв $k_у = 0{,}95$, по формуле (722) вычисляем расчетную высоту центрального очага пластической деформации $h_{e2} = 12{,}4$ мм. По выражению (723) видим, что условие свободного выдавливания в центральном очаге тоже выполняется. Далее по формуле (724) определяем расчетную высоту периферийного очага пластической деформации $h_e = 15{,}4$ мм. По формуле (725) определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в периферийной области, примыкающей к радиусу $R_г$, становится стационарным: $s_{ст} = 13{,}7$ мм. Так как угол конусности матрицы $\gamma \le \gamma_з = 60°$, то по формуле (727) находим вспомогательную величину $n = 0{,}894$ и принимаем $z_1 = 0$. Далее по формуле (729) вычисляем $e_{iД} = 0{,}254$. Затем по фор-

муле (731) находим $e_{i\text{ДЕ}} = 0{,}127$. По формуле (732) вычисляем $e_{i\text{А}} = 1{,}033$. По формуле (733) определяем $e_{i\text{В}} = 1{,}198$. Далее по формуле (734) находим $e_{i2} = 0{,}784$. По формуле (735) вычисляем $e_{i\text{ВГ}} = 0{,}844$. По формуле (736) определяем $e_{i1} = 0{,}496$. Затем по формуле (737) находим $e_{i1,2} = 0{,}687$. После этого по формуле (739) вычисляем вспомогательную величину $n_2 = 0{,}265$. По формуле (740) находим $s_{\text{ст}2} = 11{,}1$ мм. Так как рабочий ход $s < s_{\text{ст}2}$, то по формуле (741) вычисляем координату $z_3 = 9{,}0$ мм. Далее по формуле (742) находим $e_{i\text{Л}} = 0{,}075$. Затем по формуле (744) находим $e_{i3} = 0{,}065$. По формуле (745) вычисляем $e_{i4} = 0{,}234$. По формуле (746) находим $e_{i3,4} = 0{,}194$. По формуле (747) определяем $e_i = 0{,}487$. Для данной накопленной деформации по аппроксимации (818) находим напряжение текучести $\sigma_s = 104$ МПа. Так как сила процесса определяется в момент, когда $R_1 = 20$ мм, то по формуле (717) вычисляем $R_\text{г} = 13{,}9$ мм. С учетом того, что $\sigma_{s0} = 40$ МПа, а трущаяся о калибрующий участок матрицы стенка изделия еще не образовалась, в связи с чем следует принять $h_{\text{кс}} = 0$, по формуле (749) вычисляем силу выдавливания периферийной части заготовки $P_{1,2} = 236{,}6$ кН. С учетом того, что в рассматриваемый момент образовалась лишь внутренняя полость высотой 5 мм, что можно учесть принятием $h_{\text{кп}} = 5$ мм, по формуле (750) вычисляем силу выдавливания центральной части заготовки $P_{3,4} = 116{,}6$ кН. Далее по формуле (751) находим полную силу выдавливания $P = 353{,}2$ кН. Сравнивая с экспериментальным значением $P_\text{э} = 350$ кН, по формуле (817) находим расхождение $\delta = 0{,}9\%$.

Пример 4. Определить теоретическое значение силы прямого выдавливания из алюминиевого сплава АД1 стакана с фланцем с использованием контрпуансона при $R = 25$ мм, $R_1 = 20$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45^\circ$, $h_{\text{кс}} = 10$ мм, $h_{\text{кп}} = 15$ мм, $H_0 = 24{,}3$ мм, $H_1 = H_2$, $s = 8$ мм и сравнить найденное значение с экспериментальным значением $P_\text{э} = 405$ кН (см. табл. 2).

Решение. С учетом хорошей смазки и того, что относительный рабочий ход небольшой ($s/r = 0{,}8 < 1$), принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}1$. По формуле (702) находим $h_0 = 5$ мм. Так как на основной стадии выдавливания, начинающейся после заполнения конического участка матрицы и начала образования стенки стакана, накопленные деформации становятся большими, то переменность радиуса $R_\text{г}$ в начале выдавливания учитывать не будем. Для заданных значений по формуле (717) вычисляем $R_\text{г} = 13{,}9$ мм. Затем по формуле (718) находим коэффициент обжатия заготовки $\psi = 1{,}083$. Далее по формуле (719) находим высоту периферийного очага пластической деформации $h_1 = 3{,}2$ мм. Так как $h_1 < h_0$, то принимаем $h_1 = h_0 = 5$ мм. Поскольку условие свободного выдавливания в периферийном очаге (720) выполняется (в данном случае по формуле (706) $H_1 = H_2 = 16{,}3$ мм), то по формуле (721) находим начальную высоту центрального очага пластической деформации $h_2 = 5{,}3$ мм, а затем, приняв $k_\text{у} = 0{,}95$, по формуле (722) вычисляем расчетную высоту центрального очага пластической деформации $h_{e2} = 9{,}7$ мм. По выражению (723) видим, что условие свободного выдавливания в центральном очаге тоже выполняется. Далее по формуле (724) определяем расчетную высоту периферийного очага пластической деформации $h_e = 15{,}4$ мм. По формуле (725) определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в периферийной области, примыкающей к радиусу $R_\text{г}$, становится стационарным: $s_\text{ст} = 10{,}4$ мм. Так как угол конусности матрицы $\gamma \le \gamma_\text{з} = 60^\circ$, то по формуле (727) находим вспомогательную величину $n = 0{,}678$ и принимаем $z_1 = 0$. Далее по формуле (729) вычисляем $e_{i\text{Д}} = 0{,}848$. Затем по формуле (731) находим $e_{i\text{ДЕ}} = 0{,}424$. По формуле (732) вычисляем $e_{i\text{А}} = 0{,}783$. По формуле (733) определяем $e_{i\text{В}} = 0{,}924$. Далее по формуле (734) находим $e_{i2} = 0{,}641$. По формуле (735) вычисляем $e_{i\text{ВГ}} = 0{,}696$. По формуле (736) определяем $e_{i1} = 0{,}568$. Затем по формуле (737) находим $e_{i1,2} = 0{,}606$. После этого по формуле (739) вычисляем вспомогательную величину $n_2 = 0{,}821$. По формуле (740) находим $s_{\text{ст}2} = 6{,}6$ мм. Так как $s \ge s_{\text{ст}2}$, то $z_3 = 0$. Далее по формуле (743) находим $e_{i\text{Л}} = 0{,}848$. Затем по формуле (744) находим $e_{i3} = 0{,}424$. По формуле (745) вычисляем $e_{i4} = 0{,}591$. По формуле (746) находим $e_{i3,4} = 0{,}645$. По формуле (747) определяем $e_i = 0{,}615$. Для данной накопленной деформа-

ции по аппроксимации (818) находим напряжение текучести $\sigma_s = 111$ МПа. С учетом того, что $\sigma_{s0} = 40$ МПа, по формуле (749) вычисляем силу выдавливания периферийной части заготовки $P_{1,2} = 280{,}2$ кН. По формуле (750) вычисляем силу выдавливания центральной части заготовки $P_{3,4} = 128{,}2$ кН. Далее по формуле (751) находим полную силу выдавливания $P = 408{,}4$ кН. Сравнивая с экспериментальным значением $P_э = 405$ кН, по формуле (817) находим расхождение $\delta = 0{,}8\%$.

Пример 5. Определить теоретическое значение силы прямого выдавливания из алюминиевого сплава АД1 стакана с фланцем с использованием контрпуансона при $R = 25$ мм, $R_1 = 20$ мм, $r = 10$ мм, $\gamma = 45°$, $h_{кс} = 10$ мм, $h_{кп} = 15$ мм, $H_0 = 24{,}3$ мм, $H_1 = H_2$, $s = 15{,}3$ мм и сравнить найденное значение с экспериментальным значением $P_э = 515$ кН (см. табл. 2).

Решение. С учетом истощения смазки при относительном ходе $s/r = 1{,}53 > 1$ принимаем $\mu = \mu_1 = 0{,}3$. По формуле (702) находим $h_0 = 5$ мм. По формуле (717) вычисляем $R_г = 13{,}9$ мм. Затем по формуле (718) находим коэффициент обжатия заготовки $\psi = 1{,}083$. Далее по формуле (719) находим высоту периферийного очага пластической деформации $h_1 = 3{,}2$ мм. Так как $h_1 < h_0$, то принимаем $h_1 = h_0 = 5$ мм. Поскольку условие свободного выдавливания в периферийном очаге (720) выполняется (в данном случае по формуле (706) $H_1 = H_2 = 9$ мм), то по формуле (721) находим начальную высоту центрального очага пластической деформации $h_2 = 6{,}1$ мм, а затем, приняв $k_у = 0{,}95$, по формуле (722) вычисляем расчетную высоту центрального очага пластической деформации $h_{e2} = 11{,}6$ мм. По выражению (723) видим, что условие свободного выдавливания в центральном очаге не выполняется. В связи с этим по формулам (782) и (783) из работы [15] находим $s_{своб2} = 12{,}7$ мм и $s_{стес2} = 2{,}6$ мм. Далее для периферийного очага расчеты накопленных деформаций ведем для полного значения рабочего хода $s = 15{,}3$ мм по формулам работы [14]. По формуле (724) определяем расчетную высоту периферийного очага пластической деформации $h_e = 15{,}4$ мм. По формуле (725) определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в периферийной области, примыкающей к радиусу $R_г$, становится стационарным: $s_{ст} = 10{,}4$ мм. Так как угол конусности матрицы $\gamma \le \gamma_з = 60°$, то по формуле (727) находим вспомогательную величину $n = 0{,}678$ и принимаем $z_1 = 0$. Далее по формуле (730) вычисляем $e_{iД} = 0{,}848$. Затем по формуле (731) находим $e_{iДЕ} = 0{,}424$. По формуле (732) вычисляем $e_{iA} = 0{,}783$. По формуле (733) определяем $e_{iВ} = 0{,}924$. Далее по формуле (734) находим $e_{i2} = 0{,}641$. По формуле (735) вычисляем $e_{iВГ} = 0{,}696$. По формуле (736) определяем $e_{i1} = 0{,}568$. Затем по формуле (737) находим $e_{i1,2} = 0{,}606$. Теперь проводим расчеты накопленных деформаций в центральном очаге для рабочего хода $s = s_{своб2} = 12{,}7$ мм. По формуле (739) вычисляем вспомогательную величину $n_2 = 1{,}095$. По формуле (740) находим $s_{ст2} = 7{,}9$ мм. Так как $s \ge s_{ст2}$, то $z_3 = 0$. Далее по формуле (743) находим $e_{iП} = 0{,}848$. Затем по формуле (744) находим $e_{i3} = 0{,}424$. По формуле (745) вычисляем $e_{i4} = 0{,}731$. По формуле (746) находим $e_{i3,4своб} = 0{,}749$.

Теперь по формулам работы [15] проводим расчеты накопленных деформаций в центральном очаге для рабочего хода $s = s_{стес2} = 2{,}6$ мм. По формуле (792) находим $\rho_г = 11{,}0$ мм. Далее по формуле (793) вычисляем $e_{i4} = 0{,}254$. Затем по формуле (794) определяем $e_{iП} = 0{,}318$. По формуле (795) находим $e_{iИ} = 0{,}426$. Далее по формулам (796)—(799) вычисляем вспомогательные величины $u_1 = 60{,}190$ мм^2, $w_1 = -33{,}703$ мм^2, $u_2 = -30{,}930$ мм^2, $w_2 = 37{,}997$ мм^2. По формуле (800) находим $e_{i3,4стес} = 0{,}307$. По формуле (802) находим $e_{i3,4} = 1{,}056$. С учетом равенства (804) $h_{1к} = 5$ мм. С учетом равенства (807) $h_{2к} = 9$ мм. Тогда по формуле (803) $e_i = 0{,}806$. Для данной накопленной деформации по аппроксимации (818) находим напряжение текучести $\sigma_s = 120$ МПа. С учетом того, что $\sigma_{s0} = 40$ МПа, по формуле (809) вычисляем силу выдавливания периферийной части заготовки $P_{1,2} = 376{,}6$ кН. По формуле (811) вычисляем силу выдавливания центральной части заготовки $P_{3,4} = 163{,}8$ кН. Далее по формуле (812) находим полную силу выдавливания $P = 540{,}4$ кН. Сравнивая с эксперименталь-

ным значением $P_э$ = 515 кН, по формуле (817) находим расхождение δ = 4,7%.

Пример 6. Пренебрегая тем, что на небольшой части рабочего хода в центральном очаге будет стесненное выдавливание, и используя на всем рабочем ходе формулы свободного выдавливания, определить теоретическое значение силы прямого выдавливания из алюминиевого сплава АД1 стакана с фланцем с использованием контрпуансона при R = 25 мм, R_1 = 20 мм, r = 10 мм, γ = 45°, $h_{кс}$ = 10 мм, $h_{кп}$ = 15 мм, H_0 = 24,3 мм, $H_1 = H_2$, s = 15,3 мм и сравнить найденное значение с экспериментальным значением $P_э$ = 515 кН (см. табл. 2).

Решение. По условию задачи все расчеты ведем по формулам работы [14]. С учетом истощения смазки при относительном ходе s/r = 1,53 > 1 принимаем μ = μ_1 = 0,3. По формуле (702) находим h_0 = 5 мм. По формуле (717) вычисляем $R_г$ = 13,9 мм. Затем по формуле (718) находим коэффициент обжатия заготовки ψ = 1,083. Далее по формуле (719) находим высоту периферийного очага пластической деформации h_1 = 3,2 мм. Так как $h_1 < h_0$, то принимаем $h_1 = h_0$ = 5 мм. По формуле (721) находим начальную высоту центрального очага пластической деформации h_2 = 6,1 мм, а затем, приняв $k_у$ = 0,95, по формуле (722) вычисляем расчетную высоту центрального очага пластической деформации h_{e2} = 11,6 мм. По формуле (724) определяем расчетную высоту периферийного очага пластической деформации h_e = 15,4 мм. По формуле (725) определяем рабочий ход, при котором поле деформаций в периферийной области, примыкающей к радиусу $R_г$, становится стационарным: $s_{ст}$ = 10,4 мм. Так как угол конусности матрицы γ ≤ $\gamma_з$ = 60°, то по формуле (727) находим вспомогательную величину n = 0,678 и принимаем z_1 = 0. Далее по формуле (730) вычисляем $e_{iД}$ = 0,848. Затем по формуле (731) находим $e_{iДЕ}$ = 0,424. По формуле (732) вычисляем $e_{iА}$ = 0,783. По формуле (733) определяем $e_{iВ}$ = 0,924. Далее по формуле (734) находим e_{i2} = 0,641. По формуле (735) вычисляем $e_{iВГ}$ = 0,696. По формуле (736) определяем e_{i1} = 0,568. Затем по формуле (737) находим $e_{i1,2}$ = 0,606. После этого по формуле (739) вычисляем вспомогательную величину n_2 = 1,319. По формуле (740) находим $s_{ст2}$ = 7,9 мм. Так как $s \geq s_{ст2}$, то z_3 = 0. Далее по формуле (743) находим $e_{iЛ}$ = 0,848. Затем по формуле (744) находим e_{i3} = 0,424. По формуле (745) вычисляем e_{i4} = 0,836. По формуле (746) находим $e_{i3,4}$ = 0,828. По формуле (747) определяем e_i = 0,662. Для данной накопленной деформации по аппроксимации (818) находим напряжение текучести σ_s = 114 МПа. С учетом того, что σ_{s0} = 40 МПа, по формуле (749) вычисляем силу выдавливания периферийной части заготовки $P_{1,2}$ = 357,9 кН. По формуле (750) вычисляем силу выдавливания центральной части заготовки $P_{3,4}$ = 161,0 кН. Далее по формуле (751) находим полную силу выдавливания P = 518,8 кН. Сравнивая с экспериментальным значением $P_э$ = 515 кН, по формуле (817) находим расхождение δ = 0,7%.

Таким образом можно сделать вывод, что хорошая сходимость с результатами эксперимента при небольшом ходе стесненного выдавливания сохраняется и в случае использования формул свободного выдавливания.

Продолжение исследования будет изложено в следующей статье.

Список литературы

1. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 1. Актуальность и постановка задачи // Производство проката. 2019. № 1. С. 26—32.
2. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 2. Определение кинематического и напряженного состояний в первой периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 2. С. 28—31.
3. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 3. Определение кинематического и напряженного состояний во второй периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 3. С. 29—33.
4. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 4. Определение кинематического и напряженного состояний в третьей центральной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 4. С. 28—30.
5. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 5. Определение кинематического и напряженного состояний

в четвертой центральной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 5. С. 19—22.
6. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 6. Определение деформированного состояния в первой периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 6. С. 25—31.
7. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 7. Определение деформированного состояния во второй периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 7. С. 32—40.
8. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 8. Определение деформированного состояния в третьей центральной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 9. С. 28—32.
9. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 9. Определение деформированного состояния в четвертой центральной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 10. С. 28—35.
10. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 10. Определение деформированного состояния при стесненном выдавливании в первой периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 11. С. 25—30.
11. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 11. Определение деформированного состояния при стесненном выдавливании во второй периферийной области пластической деформации // Производство проката. 2019. № 12. С. 29—33.
12. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 12. Определение деформированного состояния при стесненном выдавливании в третьей центральной области пластической деформации // Технология металлов. 2020. № 3. С. 47—51.
13. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 13. Определение деформированного состояния при стесненном выдавливании в четвертой центральной области пластической деформации // Технология металлов. 2020. № 4. С. 43—51.
14. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 14. Методика расчета технологических параметров процесса свободного выдавливания // Технология металлов. 2020. № 5. С. 38—45.
15. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 15. Методика расчета технологических параметров процесса стесненного выдавливания // Технология металлов. 2020. № 6. С. 41—47.
16. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Исследование изготовления стаканов с фланцем в донной части прямым выдавливанием с контрпуансоном. Сообщение 16. Начальная экспериментальная проверка теоретических результатов // Технология металлов. 2020. № 7. С. 49—55.
17. **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. Часть 1 // Производство проката. 2011. № 2. С. 41—48.
18. **Воронцов А.Л.** Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением. Том 1. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 396 с.
19. **Воронцов А.Л.** Об аппроксимации кривых упрочнения // Вестник машиностроения. 2002. № 1. С. 51—54.
20. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Аппроксимация кривых упрочнения металлов // Кузнечно-штамповочное производство. 2002. № 6. С. 16—22.
21. **Воронцов А.Л.** Методические указания по аппроксимации кривых упрочнения // Производство проката. 2001. № 3. С. 21—25.
22. **Кроха В.А.** Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. М.: Машиностроение, 1968. 131 с.
23. **Кроха В.А.** Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. Справочник. М.: Машиностроение, 1980. 157 с.
24. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Выбор коэффициентов трения для расчета технологических параметров штамповки выдавливанием // Кузнечно-штамповочное производство. 2004. № 1. С. 23—26.

УДК 621

Исследование радиально-сдвиговой прокатки заготовок из титанового сплава с плоскими и профилированными торцами

М.М. СКРИПАЛЕНКО[1], Б.В. КАРПОВ[1], М.Н. СКРИПАЛЕНКО[1], Б.А. РОМАНЦЕВ[1], С.П. ГАЛКИН[1], Л.М. КАПУТКИНА[1], В.С. ЮСУПОВ[2*], д-р техн. наук, В.В. ЧЕВЕРИКИН[1]

[1]ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский технологичесчкий университет «МИСиС», Москва, 119049, Российская Федерация

[2]ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук», Москва, 119334, Российская Федерацияя

[*]E-mail: yusupov@aport2000. ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-26-31

Статья поступила в редакцию 24.01.2020
Принята после доработки 19.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Выполнена радиально-сдвиговая прокатка заготовок из сплава ВТ-6 с плоскими и профилированными торцами на мини-станах 14—40 и 10—30. Опытные прокатки были смоделированы с помощью вычислительной среды конечно-элементного анализа DEFORM. Перепад значений твердости (HV) и интенсивности деформации, как показали исследования, при движении от торца получаемого прутка вдоль его оси существенно меньше при использовании заготовки с профилированными торцами в качестве исходной, чем при использовании заготовки с плоскими торцами.

Ключевые слова: *радиально-сдвиговая прокатка, мини-стан, твердость, интенсивность деформации, компьютерное моделирование, профилированные торцы, пруток.*

Введение

Радиально-сдвиговая прокатка, являясь винтовой прокаткой при повышенных углах подачи и раскатки валков [1], применяется для получения круглых заготовок из различных материалов, в том числе магниевых [2, 3], титановых [4] сплавов, сталей [5] и других. Отмечают [6], что радиально-сдвиговая прокатка способна изменять набор свойств, благодаря получению зерна размером менее микрометра. Использование радиально-сдвиговой прокатки позволяет одновременно повышать пластические и прочностные свойства материалов [4, 7]. В работе [8] отмечается, что на стационарной и нестационарной стадиях радиально-сдвиговой прокатки свойства металла могут существенно отличаться. Особенностью формоизменения металла на нестационарной стадии винтовой прокатки является образование утяжины на торцах заготовки [9, 10].

Показательно, что в способности РСП интенсивно измельчать структурное строение

металла и в образовании утяжин присутствует общая природа, свойственная кинематической картине формоизменения металла в данном процессе [3, 11]. В стационарной стадии процесса части заготовки, расположенные до и после очага деформации (т. н. внешние зоны или жесткие концы), выравнивают осевые скорости течения металла по сечению заготовки. При этом полная скорость периферийных слоев уменьшается по мере прохождения очага деформации, а центральных увеличивается по известным закономерностям. Между слоями образуется кинематический макросдвиг, увеличивающий интенсивность деформации и способствующий измельчению структуры металла.

Концевые участки раската деформируются при отсутствии одной из внешних зон в условиях свободного осевого истечения металла. В радиальном распределении осевых скоростей создается существенная неравномерность. Периферийные (приконтактные слои) существенно опережают центральные, в результате чего и образуются утяжины.

Блокировать образование утяжин средствами калибровок валков и режима обжатий практически невозможно. Наиболее продуктивным средством является профилирование концевых участков таким образом, чтобы выбором формы компенсировать неравномерность распределения осевых скоростей в нестационарных стадиях [12].

В производстве товарной продукции концевые участки с утяжинами подлежат удалению, что увеличивает технологические отходы. В работе [12] предложено использовать заготовки с профилированными торцами для получения нулевой утяжины, однако какие-либо исследования для определения того, насколько отличаются свойства материала после стационарной и нестационарной радиально-сдвиговой прокатки при деформации заготовок с плоскими и профилированными торцами, не проводились.

Целью работы являлось определение различий в значениях твердости на стационарной и нестационарной стадиях при радиально-сдвиговой прокатке заготовок из сплава ВТ-6 с плоскими и профилированными торцами, а также выявление взаимосвязи между характером изменения интенсивности деформации и твердости прокатанных прутков.

Методика проведения исследований

Методика экспериментальных исследований

Прокатка заготовок из сплава ВТ-6 была выполнена при температуре 1050 °С. Деформацию заготовки с плоскими торцами проводили по маршруту ∅45 мм → ∅35 мм → → ∅24 мм → ∅18 мм. Первые два прохода проводили в мини-стане радиально-сдвиговой прокатки (РСП) 14—40 [12, 13], последний проход, то есть с диаметра 24 мм на диаметр 18 мм, — в мини стане РСП 10—30 [1, 12]. Другая заготовка имела усеченные конусы на торцах (рис. 1) [12], ее начальный диаметр составлял 28 мм, прокатку вели за один проход на диаметр 18 мм в мини-стане РСП 10—30. По окончании прокатки заготовки разрезали продольно по диаметральному сечению, в этом сечении подготовили шлиф для испытаний на твердость. Травление шлифов выполняли смесью азотной (30%) и плавиковой (5%) кислот на водной основе. Твердость измеряли по шкале Виккерса с помощью твердомера *REICHERTER UH*250. Измерение твердости проводилось по направлению от торца образца в его глубь с шагом 5 мм (рис. 2). Приводимые значения твердости для каждой области явля-

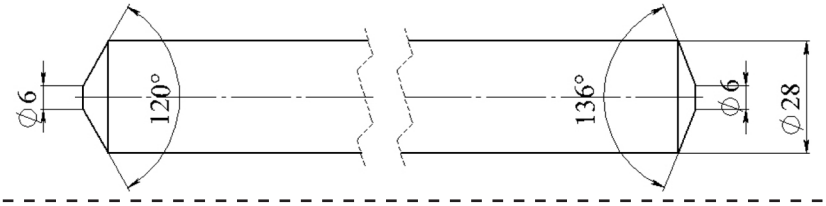


Рис. 1. Заготовка для РСП прутка с нулевой утяжиной

ются средней величиной 3 замеров, соответственно, в области площадью 1,3 мм^2 (прямоугольник размером 1×1,32 мм).

Методика компьютерного моделирования

Опытные прокатки моделировали с помощью вычислительной среды конечно-элементного анализа *DEFORM*. Согласно настройкам мини-станов 10—30 и 14—40 в *SolidWorks* создали модели валков, заготовок, толкателей и проводок. Из полученных моделей выполнили сборки, сохранили их в формате. stl и загрузили в препроцессор *DEFORM*. Моделирование осуществляли согласно опытным прокаткам без учета теплообмена между валками и заготовкой, толкателем и заготовкой, проводками и заготовкой. Фактор трения для пар «заготовка—валок» задавали равным единице, для пар «заготовка—толкатель» и «заготовка—проводка» — 0,3 [12]. Валки, толкатель и проводки при моделировании в *DEFORM* считали жесткими, недеформируемыми телами.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 3 показано, как изменяется твердость вдоль оси прутков после прокатки заготовок с плоскими и профилированными торцами.

Согласно рис. 3 перепад значений твердости после прокатки заготовок с профилированными торцами составляет 21 *HV*, с плоскими — 32 *HV*. На рис. 3, *а* виден четкий скачок значений (в интервале 5—10 мм от дна утяжины), что, вероятнее всего, связано с тем, что исследуемая область сначала деформировалась на нестационарной стадии радиально-сдвиговой прокатки, а затем — на стационарной. На рис. 3, *б* подобного скачка нет, можно предположить, что вся исследуемая область деформировалась на стационарной стадии радиально-сдвиговой прокатки [8]. Использование профилированных заготовок позволило получить нулевую утяжину [12], а также, согласно рис. 3, практически сразу перейти к деформации металла стационарной радиально-сдвиговой прокаткой. Это приводит к повышению выхода годного, так как металл, деформируемый на нестационарной

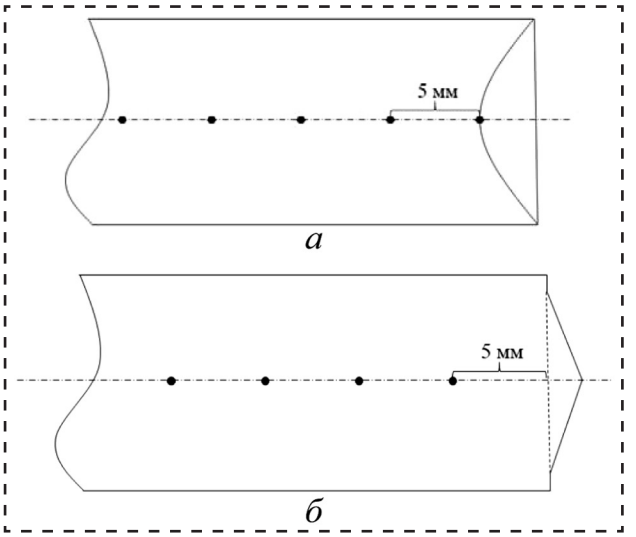


Рис. 2. Схема с указанием точек, в которых измерялась твердость в продольном сечении заготовки после прокатки заготовки с плоскими (*а*) и профилированными (*б*) торцами

стадии, по мнению авторов [14], существенно отличается по свойствам и обрезается вместе с утяжиной. Целесообразно также отметить повышение значений твердости при прокатке заготовок с профилированными торцами в 1,05—1,2 раза по сравнению с прокаткой заготовок с плоскими торцами, при том что вытяжка при прокатке заготовок с плоскими торцами составляла 6,25, а с профилированными — 2,42.

В работе [15] показано соотношение между изменением интенсивности деформации и твердостью в поперечном сечении на стационарной стадии при радиально-сдвиговой прокатке прутков из аустенитной стали *AISI*-321, в работе [16] это же соотношение отображено при радиально-сдвиговой прокатке прутков из безкислородной меди. Показано, что по радиусу, от центра к поверхности заготовки, интенсивность деформации увеличивается. Подобный характер изменения интенсивности деформации в поперечном сечении на стационарной стадии радиально-сдвиговой прокатки показан в [17].

По результатам компьютерного моделирования в *DEFORM* оценили, как изменяется в продольном сечении интенсивность деформации, рассчитали ее значения в точках, отображенных на схеме рис. 1, для случая прокат-

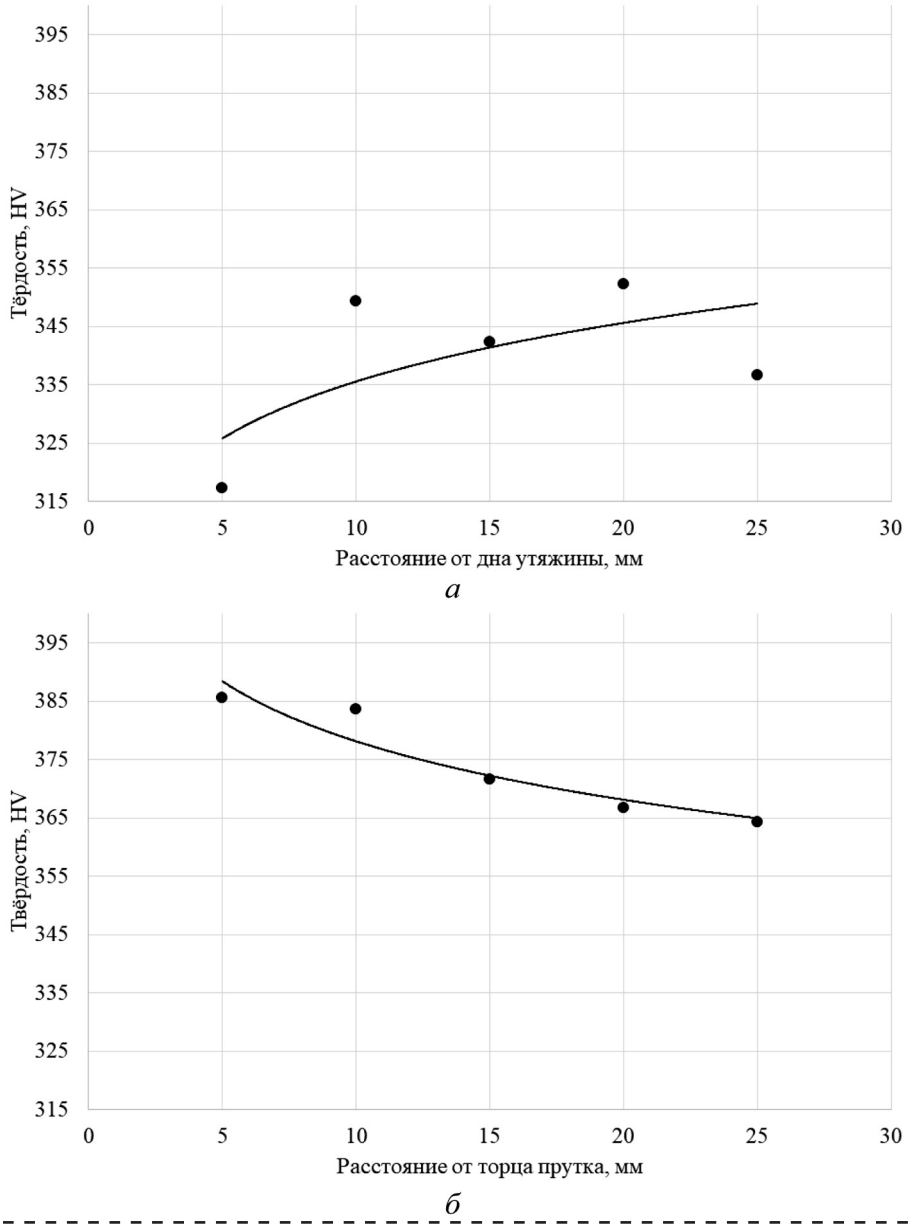


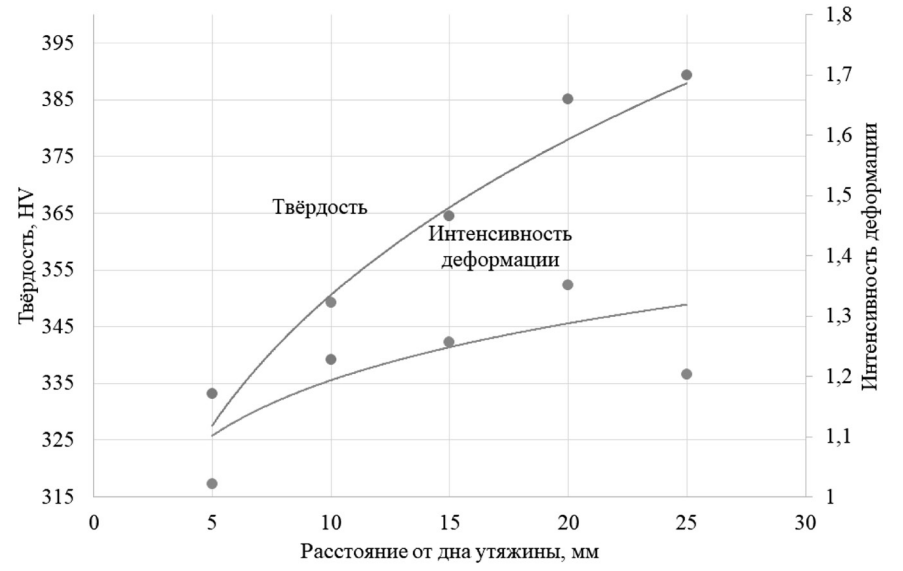
Рис. 3. Изменение твердости вдоль оси прутка после радиально-сдвиговой прокатки заготовок с плоскими (*а*) и профилированными (*б*) торцами

ки заготовок с плоскими и профилированными торцами (рис. 4).

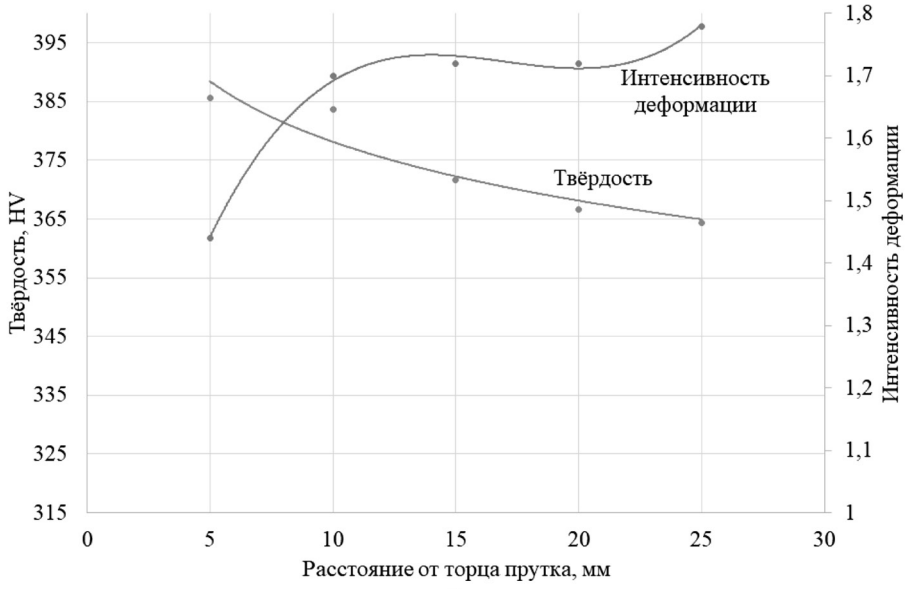
Данные рис. 4 подтверждают предположение о более раннем переходе к стационарной прокатке при деформации профилированной заготовки. На расстоянии 10 мм от торца и более интенсивность деформации меняется в пределах 0,05—0,06, при прокатке заготовок с плоским торцом перепад значений достигает 0,5. Уменьшение разброса значений твердости и интенсивности деформации предполагает и снижение неравномерности зеренной структуры, выявление которой является актуальным при дальнейших исследованиях процессов винтовой прокатки профилированных заготовок.

Выводы

Проведенные исследования по радиально-сдвиговой прокатке заготовок из сплава ВТ-6



а



б

Рис. 4. Изменение твердости и интенсивности деформации после прокатки заготовки с плоскими (*а*) и профилированными торцами (*б*)

с плоскими и профилированными торцами позволили установить, что:

1. По сравнению с заготовкой с плоскими торцами использование заготовки с профилированными торцами позволяет, помимо получения прутков с нулевой утяжиной, уменьшить перепад значений твердости по оси заготовки при движении от торца. В условиях проведенных экспериментов получили уменьшение перепада в 1,5 раза.

2. Использование заготовки с профилированными торцами позволяет уменьшить пределы изменения интенсивности деформации, как показало компьютерное моделирование, в 1,6 раз.

3. Вероятный переход к стационарной стадии прокатки при использовании заготовки с профилированными торцами наступает ранее, по сравнению с использованием заготовки с плоскими торцами.

Список литературы

1. **Galkin S.P.** Radial shear rolling as an optimal technology for lean production // Steel in Translation. 2014. V. 44. No 1. P. 61—64. DOI 10.3103/s0967091214010069.
2. **Stefanik A., Szota P., Mróz S., Bajor T., Dyja H.** Properties of the AZ31 Magnesium Alloy Round Bars Obtained in Different Rolling Processes / Własności Prętów Okrągłych Ze Stopu Magnezu AZ31 Otrzymanych W Różnych Procesach Walcowania. Archives of Metallurgy and Materials. 2015. V. 60. No 4. P. 3001—3006. DOI 10.1515/amm-2015-0479.
3. **Dobatkin S., Galkin S., Estrin Y., Serebryany V., Diez M., Martynenko N., Lukyanova E., Perezhogin V.** Grain refinement, texture, and mechanical properties of a magnesium alloy after radial-shear rolling // Journal of Alloys and Compounds. 2018. V. 774. P. 969—979.
4. **Karpov B.V., Patrin P.V., Galkin S.P., Kharitonov E.A., Karpov I.B.** Radial-Shear Rolling of Titanium Alloy VT-8 Bars with Controlled Structure for Small Diameter Ingots (≤200 mm) // Metallurgist. 2018. V. 61. No 9, 10. P. 884—890.
5. **Mogucheva A., Lopatin N., Belyakov A., Kaibyshev R.** Grain Refinement in Austenitic Stainless Steel during Warm Screw Rolling // Materials Science Forum. 2012. V. 715—716. P. 889—894.
6. **Naizabekov A., Lezhnev S., Arbuz A., Panin E.** The effect of radial-shear rolling on microstructure and mechanical properties of stainless austenitic steel AISI-321 // MATEC Web of Conferences. 2018. V. 190. P. 11003.
7. **Efimenko S.P., Traino A., Yusupov V.S.** Research Structure Forming and Formation of Physical-Mechanical Properties at Thermoplastic Processing of Spheroidal Graphite Cast Iron // Materials Science Forum. 2003. V. 426—432. P. 907—912.
8. **Галкин С.П.** Теория и технология стационарной винтовой прокатки заготовок и прутков малопластичных сталей и сплавов. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Москва, 1998. 401 с.
9. **Silvio F.** Modelling of the Mannesmann effect in tube piercing. Ph. D thesis. University of Padova. 2008.
10. **Romantsev B.A., Tran Ba Huy, Skripalenko M.M., Skripalenko M.N., Gartvig A.A., Gladkov Yu.A.** Investigation of the Process of Screw Rolling in a Four-Roll Stand by Simulation // Metallurgist. 2018. V. 62. Issue 7. P. 618—626.
11. **Galkin S.P.** Trajectory of deformed metal as basis for controlling the radial-shift and screw rolling // Stal. 2004. No 7. P. 63—66.
12. **Karpov B.V., Skripalenko M.M., Galkin S.P., Skripalenko M.N., Samusev S.V., Tran Ba Huy, Pavlov S.A.** Studying the Nonstationary Stages of Screw Rolling of Billets with Profiled Ends // Metallurgist. 2017. V. 61. Issues 3—4. P. 257—264.
13. **Goncharuk A.V., Romantsev B.A., Mikhailov V.K., Galkin S.P., Daeva E.V., Chistova A.P., Khzardzhan A.A.** Screw rolling technique and equipment for its realization. Patent 2179900. 2002. RU.
14. **Никулин А.Н.** Винтовая прокатка. Напряжения и деформации. М.: Металлургиздат, 2015. 380 с.
15. **Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Arbuz A.S., Panin E.A.** Obtaining of long-length rods with ultrafine-grained structure by the radial-shear rolling // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. V. 461. P. 12—65.
16. **Li Wang Y., Molotnikov A., Diez M., Lapovok R., Kim H., Tao Wang J., Estrin Y.** Gradient structure produced by three roll planetary milling: Numerical simulation and microstructural observations // Materials Science and Engineering: A. 2015. V. 639. P. 165—172.
17. **Lopatin N., Salishchev G., Galkin S.** Mathematical modeling of radial-shear rolling of the VT6 titanium alloy under conditions of formation of a globular structure // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2011. V. 52. No 5. P. 442—447.

Уважаемые авторы!

Со второго полугодия 2018 г. (с № 7/2018) статьям, опубликованным в научных журналах ООО «НиТ», на основании договора с фирмой Crossref/NEICON присваивается индекс **DOI**. Просим, отправляя в издательство статью, сообщать письменно о необходимости присвоения статье индекса DOI.

Загрузку метаданных статьи в базу Crossref осуществляет сам автор по инструкции, приведенной на сайте http://elpub.ru. Необходимые для загрузки дополнительные данные и инструкции редакция передает автору по e-mail после выпуска очередного номера журнала.

В списках литературы необходимо приводить DOI в конце ссылки на статью, загруженную в Crossref.

Загруженный в Crossref индекс DOI следует указывать при цитировании статьи в списках литературы.

УДК 621.771.01

Распределение размеров и сил прокатки по длине латунных и бронзовых полос на двухвалковом стане

Р.Л. ШАТАЛОВ, д-р техн. наук, проф., М.А. КУЛИКОВ*, аспирант

ФГБОУ ВО «Московский политехнический университет», Москва, 115280, Российская Федерация

*E-mail: kulikovm698@gmail.com

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-32-40

Статья поступила в редакцию 06.02.2020
Принята после доработки 23.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Приведены результаты экспериментального исследования распределения основных размеров и сил по длине латунных (Л63) и бронзовых (БрОФ6,5—0,23) полос, прокатанных на двухвалковом стане 150х235, оборудованном микроконтроллерной системой измерения сил прокатки. Проведен количественный анализ формирования толщины, ширины и силы прокатки при деформации по длине полос на листовом стане. Установлены закономерности распределения размеров и силы прокатки на стационарных и нестационарных участках по длине раската. Установлены количественные закономерности влияние степени деформации на протяженность неустановившихся концевых (передних и задних) участков полосы. Полученные результаты могут быть использованы при настройке листовых станов на прокатку точных полос при деформации концевых участков раската.

Ключевые слова: *холодная прокатка, латунь Л63, бронза БрОФ6,5—0,23, толщина, ширина, концевые участки полосы, обжатие, сила прокатки, стан 150х235.*

Введение

Производство качественного листового проката из медных сплавов имеет большое значение для развития машиностроения, приборостроения, химической промышленности. Неравномерное формирование толщины, ширины по длине полос влияет на качество металла и силовые показатели прокатки [1, 2]. Причем на распределение размеров по длине полос при прокатке существенное влияние оказывают условия деформирования металла, настройка прокатного стана и системы автоматического регулирования толщины (САРТ). В работах [3—6] рассмотрены различные факторы, включая степень деформации, влияющие на условие деформирования и упрочнения металла, а также и силу прокатки.

Степень деформации и напряжения, возникающая при прокатке различных металлов и сплавов, неодинаково влияет на формирование толщины и ширины по длине полосы, что требует экспериментального исследования. Несмотря на значительное количество работ [5—10], посвященных исследованию условий формирования размеров, формы и силовых показателей листовой прокатки, деформационные и силовые показатели процесса

на нестационарных участках требуют дополнительного экспериментального исследования и теоретического анализа.

Сила при прокатке является важным параметром, характеризующим технологический процесс и условия эксплуатации оборудования прокатного стана. Для измерения сил прокатки используют несколько типов датчиков (месдоз), различных по принципу действия и конструкции. Оснащение прокатного стана современной микроконтроллерной системой измерения с высокой точностью сил прокатки по длине полосы позволит уточнить количественные закономерности и связи формирования размеров и силы прокатки на стационарных и неустановившихся участках по длине раската.

Целью работы является установление закономерностей распределения размеров и сил прокатки по длине латунных и бронзовых полос при различных условиях деформирования.

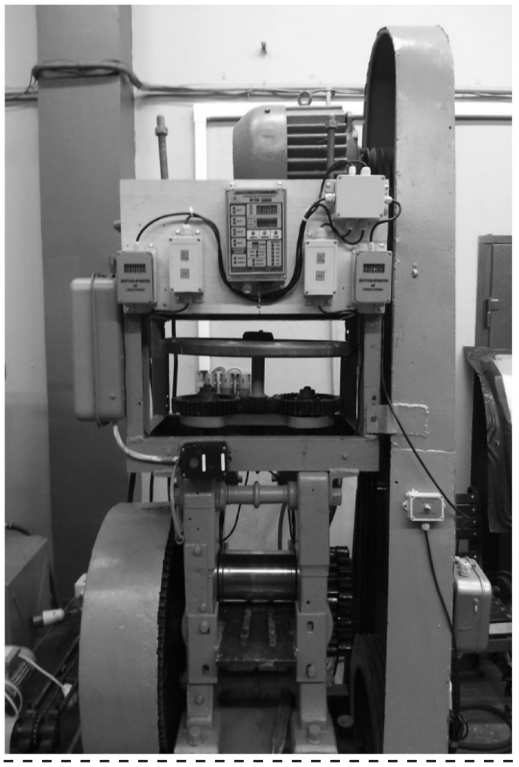


Рис. 1. Двухвалковый прокатный стан 150х235 в лаборатории кафедры «ОМДиАТ» с установленной микроконтроллерной системой измерения сил прокатки

Материалы и методика проведения эксперимента

Исследования проводили на лабораторном двухвалковом стане 150х235 с фактическим диаметром валков 141,6 мм, установленном в лаборатории кафедры «Обработка материалов давлением и аддитивные технологии» (ОМДиАТ) Московского политехнического университета. В качестве заготовок под экспериментальную прокатку использовали образцы толщиной 2,02—2,04 мм, шириной около 20 мм, длиной около 200 мм, вырезанные из промышленных партий лент латуни (Л63) и бронзы (БрОФ6,5—0,23), прокатанных на Кировском и Кольчугинском заводах по обработке цветных металлов. Прокатку образцов проводили со скоростью 0,249 м/с на лабораторном двухвалковом стане 150х235, оснащенном отечественной микроконтроллерной системой измерения силы прокатки [11]. Силу прокатки по длине полосы измеряли с частотой $\Delta\tau = 0{,}0125$ с, то есть через каждые 3,113 мм. Система позволяет автоматически определять максимальное значение под левым и правым нажимными винтами, вычислять суммарное значение, отображать текущее значение на циферблатах приборов, передавать собранную информацию на вход персонального компьютера, а также формировать отчет по последовательности прокатки полос и распечатывать результаты измерений. Система контроля сил прокатки разработана совместно с ЗАО ИТЦ «КРОС».

На рис. 1 приведен общий вид прокатного стана 150х235, оснащенного микроконтроллерной системой измерения сил прокатки.

Для проведения исследования были отобраны пять образцов из латуни (Л63) и пять образцов из бронзы (БрОФ6,5—0,23). До прокатки у каждого образца была измерена толщина в 3-х точках по длине с точностью ±0,01 мм: в начале (*1*), середине (*2*), конце (*3*) полосы. Перед прокаткой у образцов была измерена ширина в 3-х точках: в начале (*1*), середине (*2*) и конце (*3*) полосы. Также у всех образцов была измерена длина. Результаты измерений приведены в табл. 1.

1. Размеры по длине полос до и после прокатки на стане 150х235; средние обжатия и силы прокатки по середине листа

№ образца	Марка металла	$h_{0,1}$, мм	$h_{0,2}$, мм	$h_{0,3}$, мм	$b_{0,1}$, мм	$b_{0,2}$, мм	$b_{0,3}$, мм	l_0, мм	$h_{1,1}$, мм	$h_{1,2}$, мм	$h_{1,3}$, мм	$b_{1,1}$, мм	$b_{1,2}$, мм	$b_{1,3}$, мм	l_1, мм	$\varepsilon_{ср}$, %	$P_{э.\,сер}$, кН
1	Л63	2,03	2,02	2,04	20,30	20,00	20,10	200,50	1,81	1,82	1,82	20,50	20,10	20,50	223,0	10,34	33,81
2	Л63	2,03	2,03	2,04	20,10	20,00	20,00	199,00	1,63	1,64	1,64	20,50			20,30	21,00	55,43
3	Л63	2,01	2,01	2,01	20,30	20,30	20,20	202,00	1,44	1,45	1,41	21,00			20,60	21,20	73,96
4	Л63	2,02	2,01	2,02	20,30	20,20	20,00	203,00	1,42	1,42	1,37	21,00	20,70	22,10	285,0	29,35	74,28
5	Л63	2,02	2,02	2,01	20,00	20,10	20,10	200,00	1,21	1,24	1,22	21,20	21,00	21,20	317,0	38,61	94,67
6	БрОФ 6,5—0,23	2,04	2,02	2,04	20,20	20,20	20,20	200,10	1,92	1,95	1,95	20,50	20,40	20,50	210,0	4,41	27,82
7	БрОФ 6,5—0,23	2,03	2,03	2,04	20,20	20,20	20,20	200,10	1,39	1,40	1,39	21,00	20,50	21,20	289,0	31,03	108,39

2. Экспериментальные и расчетные деформационные и силовые показатели прокатки по длине полос из латуни Л63 на двухвалковом прокатном стане 150х235

№ образца	Участок длины полосы	h_0, мм	b_0, мм	l_0, мм	h_1, мм	b_1, мм	l_1, мм	Δh, мм	Δb, мм	$\varepsilon_{ср}$, %	$P_{э.\,сер}$, кН	$P_{рас}$, кН	ΔP, %
1	1 (н)	2,03	20,3	200,5	1,81	20,5	223,0	0,22	0,2	10,84	22,23	28,12	6
	2 (с)	2,02	20,0		1,82	20,1		0,21	0,1	10,39	31,38	27,71	4
	3 (к)	2,04	20,1		1,82	20,5		0,22	0,4	10,78	16,92	28,18	11
2	1 (н)	2,03	20,1	199,0	1,63	20,5	241,5	0,4	0,4	19,70	27,83	48,12	20
	2 (с)	2,03	20,0		1,64	20,3		0,39	0,3	19,21	52,96	47,13	6
	3 (к)	2,04	20,0		1,64	21,0		0,4	1,0	19,61	28,45	48,63	20
3	1 (н)	2,01	20,3	202,0	1,44	21,0	277,0	0,57	0,7	28,36	38,01	68,72	31
	2 (с)	2,01	20,3		1,45	20,7		0,56	0,4	27,86	72,17	67,54	5
	3 (к)	2,01	20,2		1,41	21,2		0,61	1,0	30,35	10,79	69,34	59

Прокатанные образцы были измерены по длине, ширине в трех точках и толщине в трех точках (см. табл. 1).

В процессе прокатки полос автоматически измеряли силу прокатки по их длине с точностью ±0,01 кН с использованием установленной на стане микроконтроллерной системы измерения сил прокатки.

После прокатки образцов были считаны данные с регистратора силы прокатки. Данные обработаны на персональном компьютере, и получены графики распределения сил по длине полос в процессе прокатки на стане 150х235.

Результаты экспериментального исследования и их обсуждение

Основные результаты экспериментального исследования представлены в табл. 1, в которой приняты следующие обозначения: $h_{0,1}$, $h_{0,2}$, $h_{0,3}$ — толщина полос до прокатки; $b_{0,1}$, $b_{0,2}$, $b_{0,3}$ — ширина полос до прокатки; $h_{1,1}$, $h_{1,2}$, $h_{1,3}$ — толщина полос после прокатки; $b_{1,1}$, $b_{1,2}$, $b_{1,3}$ — ширина полос после прокатки в начале (*1*), середине (*2*) и конце (*3*) каждой полосы; l_0 — длина полосы до прокатки; l_1 — длина полосы после прокатки; P, кН — значение усредненной суммарной силы прокатки, измеренной датчиками при деформации средней части полосы; вычисленная величина относительного обжатия по середине полосы, соответствующая ε_2.

Анализ результатов, приведенных в табл. 1, позволил установить предварительные количественные закономерности распределения размеров листов после прокатки. Результаты исследования подтвердили известные положения по уменьшению толщины листов на концевых участках по сравнению с серединой и увеличению уширения металла на концевых участках по сравнению с шириной в середине листов. Разноширинность изменяется от 0,1 до 0,9 мм в зависимости от деформационных условий прокатки листов.

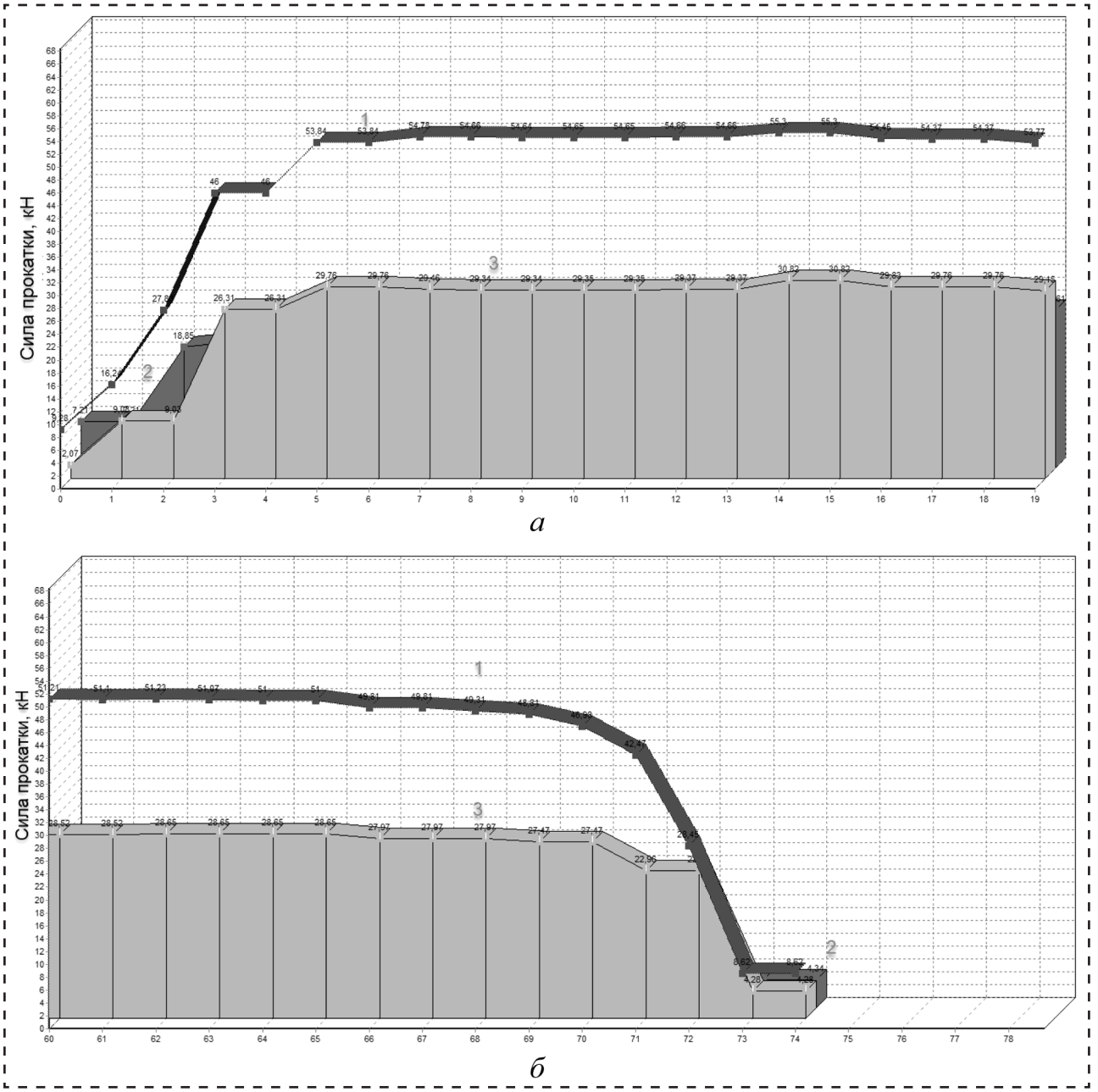
В табл. 2 приведены результаты опытных прокаток полос в полутвердом состоянии из латуни Л63 и расчеты деформационных и силовых показателей по их длине. В табл. 2 приняты следующие дополнительные обозначения: Δh — абсолютное обжатие; ε — относительное обжатие; Δb — абсолютное уширение; $P_э$ — измеренная сила прокатки по длине полосы; $P_{рас}$ — расчетное значение силы прокатки; ΔP — погрешность между экспериментальным (измеренным) и рассчитанным значением силы прокатки.

При расчете сил прокатки на концевых участках листа давление металла на валки считали пропорциональным среднему значению сопротивления металла деформации. Силу прокатки средней части раската определяли по величине среднего давления, рассчитанной по известному уравнению А.И. Целикова, с использованием компьютеризированной системы расчета [12]. Сравнение результатов расчета силы $P_{рас}$ с измеренной $P_э$ показало существенное отличие сил прокатки на концевых участках полосы, прокатываемых в нестационарных условиях, что отражено в таблице. В исследовательских целях для более точного определения распределения и оценки действующих сил в очаге деформации и концевых участков раската необходима модернизация и настройка микроконтроллерной системы на измерение нагрузок на валки с более высокой частотой до 0,01—0,02 с. Для проведения исследований по распределению сил прокатки была установлена частота $\Delta\tau = 0{,}0125$ с. Это позволило получать более точное распределение сил прокатки по всей длине раската. Что, в свою очередь, повысило точность оценки эксперимента, тем самым снизив процент погрешности расчетных значений и экспериментальных данных.

На рис. 2, *а*, *б* приведены результаты измерения сил прокатки по длине латунной полосы, прокатанной с обжатием $\varepsilon = 19{,}21\%$ на двухвалковом стане 150х235 (см. образец № 2 в табл. 1).

На графиках, представленных на рис. 2, можно видеть, что на входе и на выходе из стана сила прокатки распределяется неравномерно по длине прокатываемой полосы.

На рис. 3, *а*, *б* показано распределение силы прокатки на концевых участках бронзового образца № 7. На рисунках видно, что сила прокатки по длине полосы также распределяется неравномерно.



а

б

Рис. 2. Изменения сил прокатки по длине латунной полосы, прокатанной с обжатием ε = 19,21%, (образец № 2), измеренные на стане 150х235:
1 — суммарная сила; *2* и *3* — силы прокатки под левым и правым нажимными винтами соответственно; *а* — на входе полосы в стан; Δτ = 0,0125; время 0,0125 с; *б* — на выходе полосы из стана; Δτ = 0,0125; время 0,0125 с

Сила прокатки по длине полосы распределяется заметно неодинаково. При прокатке концевых участков сила принимает минимальное значение, возрастает с момента захвата полосы валками до установившегося процесса прокатки. И наоборот, уменьшается от установившегося процесса при прокатке основной части полосы к концевому участку. Распределение силы прокатки по длине прокатываемых полос обусловлено условиями деформирования и влиянием внешних частей полосы на очаг деформации и количественно слабо с распределением обжатия металла и толщины полос на выходе прокатного стана.

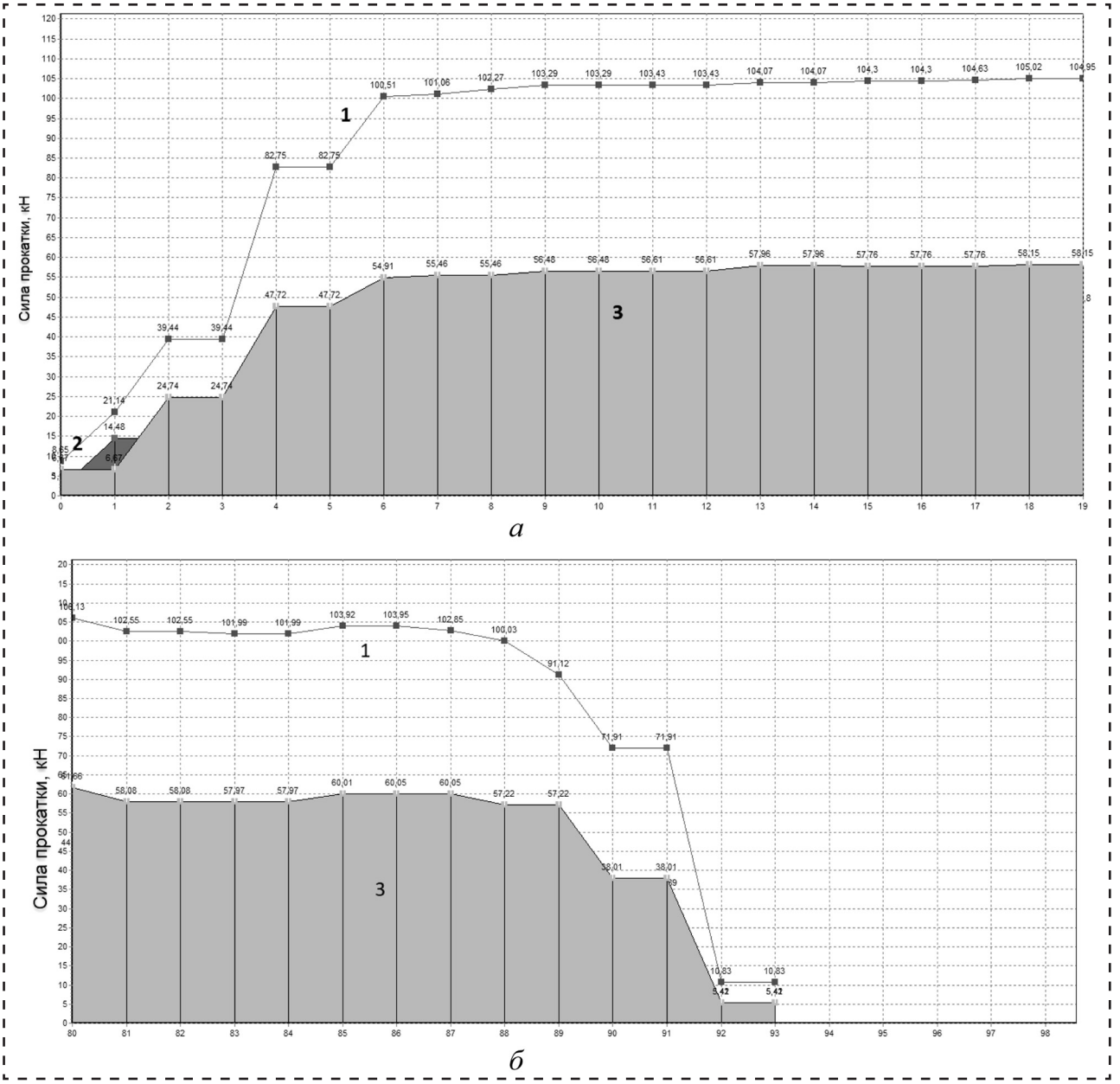


Рис. 3. Изменения сил прокатки по длине бронзовой полосы, прокатанной с обжатием ε = 31%, (образец № 7), измеренные на стане 150х235:

а — на входе полосы в стан; Δτ = 0,0125; время 0,0125 с; *б* — на выходе полосы из стана; Δτ = 0,0125; время 0,0125 с

На рис. 4 представлен график, который показывает, как влияет относительное обжатие на силу прокатки бронзовых и латунных полос в трех точках (в начале, середине и конце полосы). С увеличением степени обжатия сила прокатки возрастает.

Анализируя результаты прокатки образцов из бронзы (БрОФ6,5—0,23) и латуни Л63, можно видеть, что наблюдается похожая закономерность неравномерного распределения силы прокатки по длине полос. Данные графики получены с помощью микроконтроллерной системы измерения сил прокатки.

Результаты исследования позволили установить связь степени деформации и протяженности неустановившихся концевых участков полосы при прокатке.

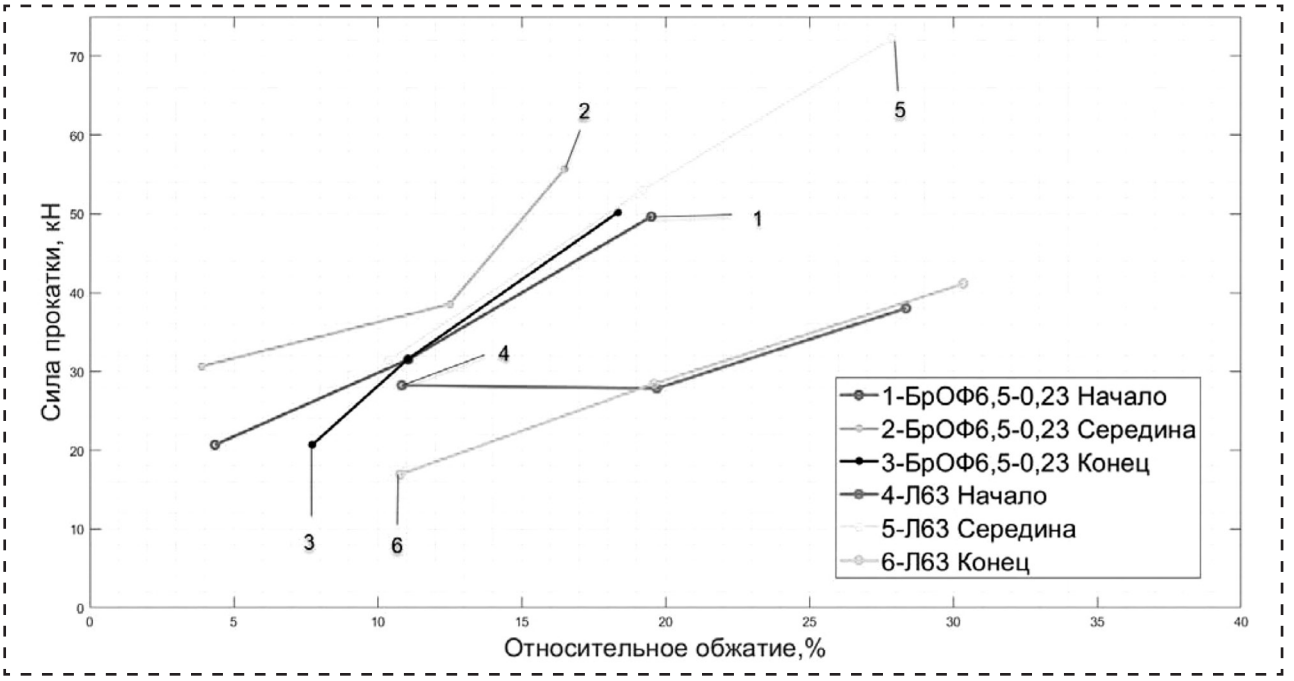


Рис. 4. Влияние относительного обжатия на силу прокатки по длине бронзовых и латунных полос:
1 — БрОФ6,5—0,23, начало; *2* — БрОФ6,5—0,23, середина; *3* — БрОФ6,5—0,23, конец; *4* — Л63, начало; *5* — Л63, середина; *6* — Л63, конец

Для оценки влияния относительного обжатия на длину концевого участка был построен график, который показывает, что с увеличением относительного обжатия длина нестационарных участков увеличивается на входе и выходе из стана (рис. 5). С увеличением обжатия латунных полос с 10 до 38% увеличивается жесткость прокатки, и поэтому протяженность (длина) нестационарных участков возрастает с 10—15 до 20—40 мм.

Как видно из рис. 5, при обжатии около 10% длина концевого участка составляет приблизительно 10 мм на входе полосы в стан, а на выходе — приблизительно 17 мм. С увеличением степени обжатия до 40% длина концевого участка на входе увеличивается примерно до 40 мм, что на 30% больше, чем при обжатии, равном 10%.

Рассмотрим изменение распределения силы прокатки по длине деформируемых участков. На концевых участках, равных приблизительно (0,5—2)b, т.е. ширине полосы, сила прокатки изменяется от минимальной в начале прокатки после захвата листа валками и, наоборот, от максимального значения до минимальной величины перед выходом листа из валков. По-видимому, сила прокатки на нестационарных участках прокатки листов обусловлена изменением напряженного состояния в процессе деформирования. На входе в стан и выходе полосы из валков преобладает плоское напряженное состояние металла, при котором практически отсутствует одно из главных напряжений, действующих вдоль оси прокатки, что препятствует пластической деформации. При этом металл деформируется во всех трех направлениях. Уменьшается толщина, увеличивается ширина и происходит удлинение листа. Причем уширение и удлинение листа на его концевых участках происходит более интенсивно, чем при прокатке средней части.

На рис. 6 представлен график, который показывает изменение уширения по длине латунных полос Л63 после прокатки. Из графика видно, что при увеличении абсолютного обжатия в начале полосы с 0,2 мм до 0,7 мм уширение возрастает почти в 3 раза. А на конце полосы, на выходе из стана, почти в 3,2 раза.

При прокатке латунных полос (см. образец № 2, табл. 2) с обжатием Δh = 0,6 мм и ε

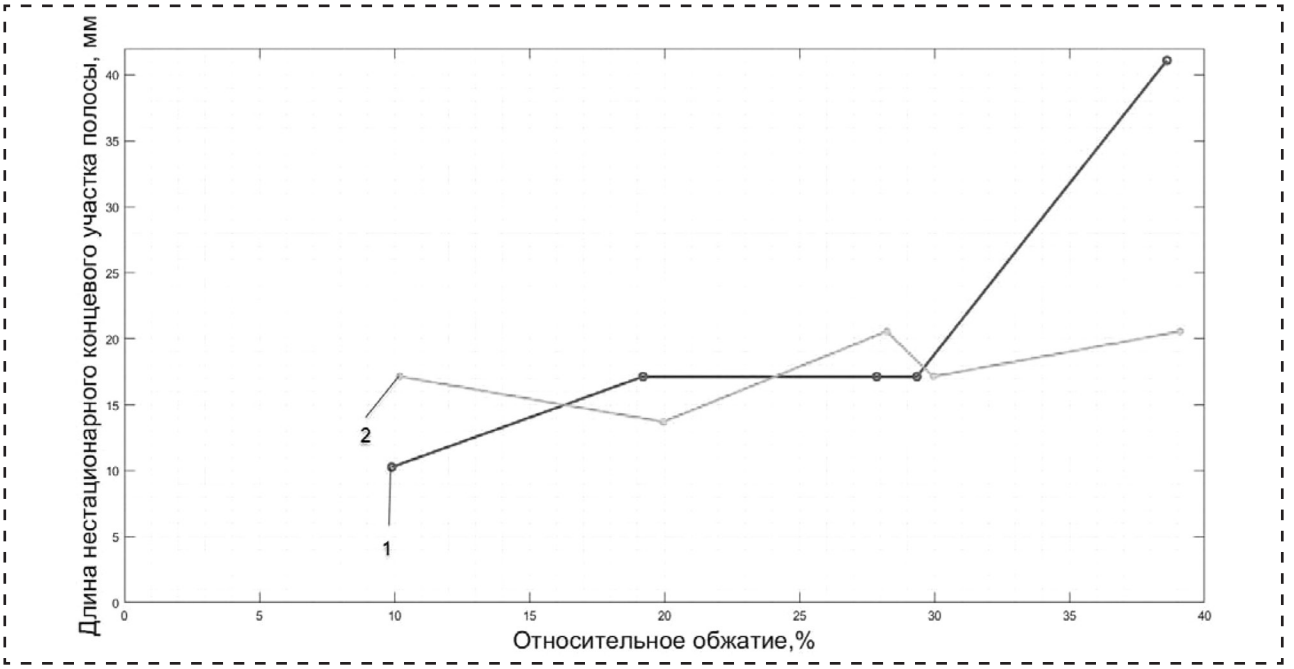


Рис. 5. Влияние относительного обжатия на длину нестационарных передних (*1*) и задних (*2*) концевых участках при прокатке латунных полос

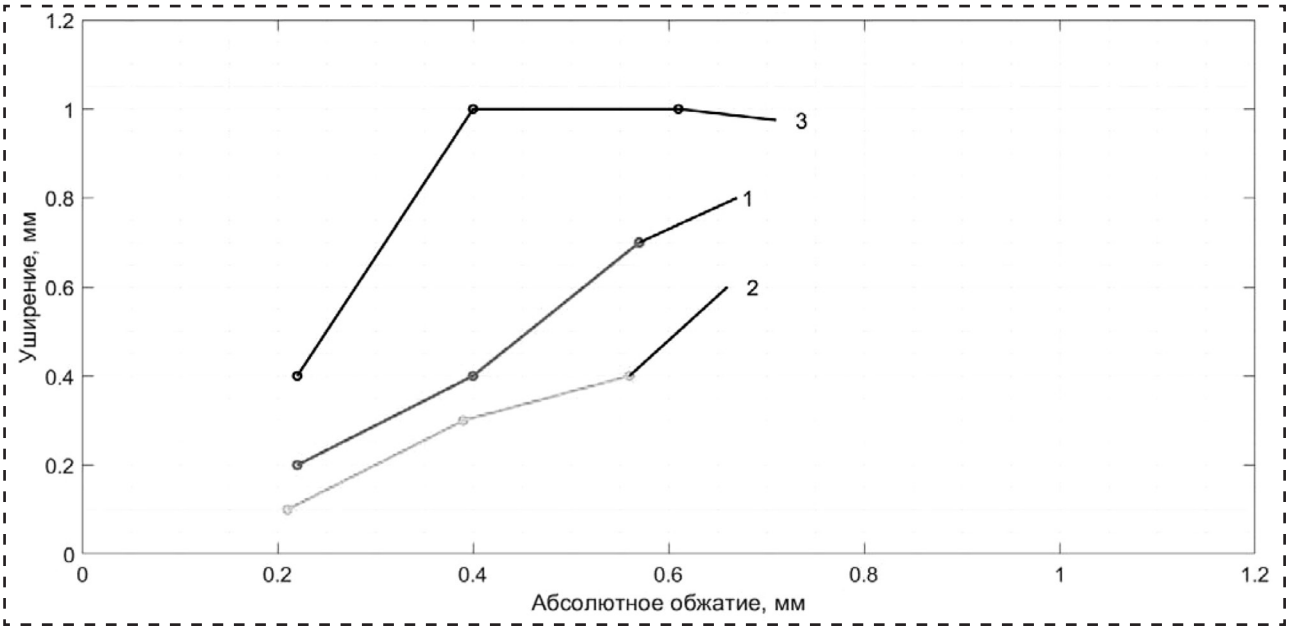


Рис. 6. Влияние обжатия Δh на уширение Δb по длине латунных (Л63) полос при прокатке:
1 — начало; *2* — середина; *3* — конец

около 30% уширение по середине полосы Δb_2 = 0,4 мм, а на концевых участках 0,7—1,0 мм, что в среднем в два раза больше. При этом сила прокатки при деформации средней части латунной полосы составляет 74—75 кН, а посередине концевых участков — всего 25—30 кН, что в три раза меньше, как видно из рис. 2.

Изменение условий деформирования концевых участков полос, обусловленное напряженным состоянием металла при переходе от плоского к объемному, приводит к неравно-

мерному обжатию по длине полос и формированию продольной разнотолщинности и разноширинности проката. Причем с увеличением обжатия, приводящего к росту жесткости полосы за счет упрочнения металла, его влияние на изменение деформационных показателей прокатки и протяженность неустановившихся процессов возрастает.

Выводы

1. Экспериментально установлено заметное неравномерное распределение сил прокатки по длине латунных (Л63) и бронзовых (БрОФ6,5—0,23) полос. При деформации концевых участков полосы сила прокатки в 2—3 раза меньше, чем в установившийся период прокатки.

2. Получены зависимости влияния обжатия на уширение по длине латунных и бронзовых полос при прокатке, позволяющие прогнозировать распределение ширины по длине проката на выходе из стана.

3. Впервые установлены закономерности влияния степени деформации на протяженность неустановившихся участков деформируемых латунных и бронзовых полос, позволяющие прогнозировать период нелинейного изменения силы прокатки от обжатия металла при листовой прокатке.

4. Установленные закономерности изменения деформационных и силовых показателей прокатки концевых участков полос необходимо учитывать при настройке стана на прокатку точных листов и лент по всей длине. Результаты исследования могут быть использованы при проектировании и настройке систем автоматического регулирования толщины (САРТ) в периоды прокатки концевых участков листов, полос и лент.

Список литературы

1. **Шаталов Р.Л.** Повышение качества полос из цветных металлов и сплавов // Цветные металлы. 2001. № 5. С. 65—70.
2. **Rodrigues Daniella Gomes, de Alcântara Cláudio Moreira, de Oliveira Tarcísio Reis, Gonzalez Berenice Mendonça.** The effect of grain size and initial texture on microstructure, texture, and formability of Nb stabilized ferritic stainless steel manufactured by two-step cold rolling // Journal of Materials Research and Technology. 2019. P. 4151—5162.
3. **Hou Jinxiong, Zhang Min, Ma Shengguo, Liaw Peter. K., Qiao Junwei.** Strengthening in Al0.25CoCrFeNi high-entropy alloys by cold rolling // Materials Science and Engineering. 2017. P. 593—601.
4. **Максимов Е.А.** Повышение эффективности холодной прокатки латунных лент несимметричным способом // Цветные металлы. 2010. № 12.???.
5. **Зиновьев А.В., Колпашников А.И., Полухин П.И.** и др. Технология обработки давлением цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1992. 512 с.
6. **Бровман М.Я.** Энергосиловые параметры и усовершенствование технологии прокатки. М.: Металлургия, 1995. 256 с.
7. **Павлов И.М.** Теория прокатки и основы пластической деформации. М.: Металлургиздат, 1938. 390 с.
8. **Целиков А.И.** Основы теории прокатки. М.: Металлургия, 1965. 248 с.
9. **Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е.** Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 318 с.
10. **Зайков М.А., Полухин В.П., Зайков А.М., Смирнов Л.Н.** Процесс прокатки. М.: МИСиС, 2004. 640 с.
11. **Лукашкин Н.Д., Кохан Л.С., Лебедев Н.Н.** Напряжения и деформации в процессах обработки металлов давлением. М.: Академкнига, 2004. 240 с.
12. **Шаталов Р.Л., Передерий С.Ю., Передерий Ю.И.** Автоматизированное рабочее место технолога — листопрокатчика // Производство проката. 2003. № 1. С. 15—17э
13. **Шаталов Р.Л., Лукаш А.С., Тимин Ю.Ф.** Создание и исследование микропроцессорной системы контроля усилий прокатки на двухвалковом листовом стане // Металлург. 2015. № 10. С. 70—73.
14. **Кохан Л.С., Алдунин А.В., Славгородская Ю.Б.** Снижение давления при горячей прокатке полос с применением варьируемого заднего натяжения // Технология металлов. 2019. № 6. С. 22—27.
15. **Шаталов Р.Л., Куликов М.А., Щербань Г.А.** Распределение толщины, ширины и силы прокатки по длине листов на прокатном стане // Труды XII Международного Конгресса прокатчиков. Т. 1. С. 59—64.

УДК 621.771.25.06.016.2—418

Моделирование тепловых процессов в роликах валковой арматуры сортопрокатных станов

Н.Ш. ТЮТЕРЯКОВ, канд. техн. наук, доц., Р.Р. ДЕМА, канд. техн. наук, доц.,
О.Р. ЛАТЫПОВ, аспирант

ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, 455000, Российская Федерация

*E-mail: latolegraf@list.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-41-46

Статья поступила в редакцию 19.02.2020
Принята после доработки 30.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Рассмотрена модель теплообмена роликов валковой арматуры с прокатываемой заготовкой и охлаждающей водой. Тепловая модель позволяет определять температуру роликов как в их объеме, так и на рабочих поверхностях. Для моделирования теплового состояния роликов выведено трехмерное уравнение теплопроводности и подобраны граничные условия. Решение системы уравнений было выполнено с помощью программы FlowVision методом конечных разностей путем введения трехмерной сетки на ролике и использованием метода расщепления операторов.

Ключевые слова: *сортопрокатный стан, горячая прокатка, валковая арматура, ролики, тепловая модель, Flow Vision.*

Валковая арматура, образуя с прокатными валками единый комплекс технологического инструмента, является неотъемлемой частью основных агрегатов сортовых станов — рабочих клетей [1, 2]. Она включает в себя детали, работающие длительное время и не требующие замены, регулярного восстановления — арматурные брусья, коробки, крепежные элементы и др. В то же время валковая арматура содержит сменные детали, подвергающиеся изнашиванию. Эти детали требуют периодической замены или восстановления.

Износостойкость роликов валковой арматуры во многом определяет качество готового проката, ритмичность работы стана, что, в конечном счете, определяет конкурентоспособность выпускаемой продукции как на внешнем, так и на внутреннем рынках.

При проектировании валковой арматуры сортовых станов, проведении прочностных расчетов, прогнозировании износа сменных деталей необходимо учитывать температуру как в их объеме, так и на рабочих поверхностях. Значение температурных условий эксплуатации валковой арматуры позволяет обоснованно назначать способы и интенсивность охлаждения, определять рациональные конструктивные параметры и материалы изнашиваемых деталей [3—5].

Для расчета теплового состояния ролика валковой арматуры были определены его основные размеры (рис. 1).

Математическая формулировка задачи в подвижной системе координат записывается в виде следующей системы уравнений, включающей [6—12]:

уравнение теплопроводности

$$\frac{\partial\theta}{\partial t}+\omega\frac{\partial\theta}{\partial\varphi}=a_p\left(\frac{\partial^2\theta}{\partial r^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial\theta}{\partial r}+\frac{1}{r^2}\frac{\partial^2\theta}{\partial\varphi^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial z^2}\right), \quad (1)$$

($t > 0$, $R_1 < r < R_2$, $0 \le \varphi < 2\pi$, $-l < z < l$);

начальные и граничные условия:

$\theta(r, \varphi, z, 0) = t_0(r, \varphi, z)$,

где θ — температура в точке в момент времени τ; r — координата по радиусу ролика; φ — угловая координата; z — координата в осевом направлении; t_0 — начальная температура ролика.

$$\frac{t_n - t_k}{R_k}=\lambda_p\left.\frac{\partial\theta}{\partial r}\right|_{r=R_2},$$

где R_k — термическое сопротивление контакта горячего металла с роликом; t_n — температура полосы; t_k — температура на контактной поверхности ролика; λ_p — коэффициенты теплопроводности материала ролика.

$$\lambda_p\left.\frac{\partial\theta}{\partial r}\right|_{r=R_2}=f_n(\varphi, z, t),$$

где $f_п(\varphi, z, t)$ — плотность теплового потока на внешней поверхности ролика; R_2 — внешний радиус ролика;

$\theta(R_1, \varphi, z, t) = t_1$, (2)

где R_1 — внутренний радиус ролика; t_1, R_2 — температура на внутренней поверхности ролика.

$$\left(\frac{\partial\theta}{\partial z}\right)_{z=-l}=\left(\frac{\partial\theta}{\partial z}\right)_{z=l}=0,$$

$\theta(r, \varphi, z, t)_{\varphi=0} = \theta(r, \varphi, z, t)_{\varphi=2\pi}$,

$$\lambda_p\left(\frac{\partial\theta}{\partial\varphi}\right)_{\varphi=0}=\lambda_p\left(\frac{\partial\theta}{\partial\varphi}\right)_{\varphi=2\pi}.$$

$f_п(\varphi, z, t)$ определяется суммарной плотностью теплового потока, который получает ролик при лучистом и контактном теплообмене:

$f_п(\varphi, z, t) = q_к(\varphi, z, t) + q_л(\varphi, z, t)$,

где $q_к(\varphi, z, t)$ — плотность теплового потока, получаемого роликом при контактном теплообмене; $q_л(\varphi, z, t)$ — плотность теплового потока, получаемого роликом при лучистом теплообмене.

$q_л(\varphi, z, t) = q_{лш}(\varphi, z, t) + q_{лб}(\varphi, z, t) + q_{лр}(\varphi, z, t)$,

где $q_{лш}(\varphi, z, t)$, $q_{лб}(\varphi, z, t)$, $q_{лр}(\varphi, z, t)$ — плотности теплового потока, получаемого роликом при лучистом теплообмене от широкой грани слитка, узкой грани раската и соседнего ролика соответственно.

$$q_к(\varphi, z, t)=\begin{cases}0, |z| > b\\ \dfrac{\alpha}{\sqrt{\varphi+\varphi_0+\tau}}, |\varphi| \le b, |\varphi| \le \varphi_0\\ 0, |\varphi| > \varphi_0\end{cases},$$

где α — коэффициент теплоотдачи, b — ширина слитка; τ — эмпирическая величина, определяется временем релаксации материала.

Величина α определяется из выражения:

$$\alpha=\frac{Q_к}{4b(\sqrt{2\varphi_0+\tau}-\sqrt{\tau})}.$$

Максимальное значение температуры поверхности ролика достигается в зоне контакта ролика с полосой. Нагрев ролика до высоких температур может привести к его выходу из строя, поэтому исследование контактного теплообмена, оказывающего основное влияние на максимальную температуру поверхности, является важной задачей.

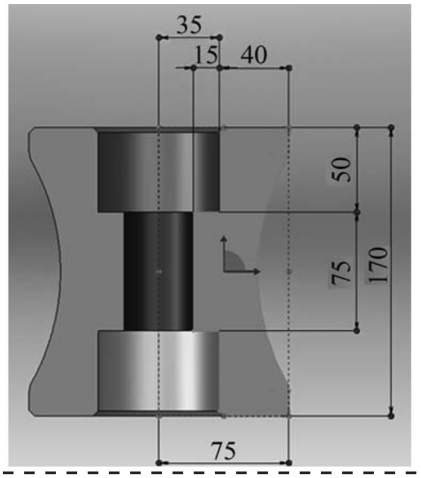


Рис. 1. Основные размеры эскиза области расчета

Решение системы уравнений (1)—(2) будем производить с помощью программы *FlowVision* методом конечных разностей путем введения трехмерной сетки на ролике и использованием метода расщепления операторов [9].

Для составной модели ролика указываются следующие граничные условия (рис. 2) [3, 6]:

1. На границе *1* — граничное условие стенки с заданием закона изменения температуры на ней (Стенка→Значение на стенке). Формула скалярной переменной температуры обеспечивает периодическое изменение температуры на стенке при изменении времени *t* в зависимости от технологических параметров прокатки по следующему закону:

$$IF(SIN(t) > 0, IF(SIN(100*t) > 0{,}900{,}30){,}30). \quad (3)$$

Пример изменения температуры на границе *1* представлен на рис. 3.

2. На границе *2* — граничное условие «Сопряженное». Результат расчета параметров среды на этой границе будет являться начальными данными для последующего расчета распределения температуры в изолирующих вкладках.

3. Граничное условие *3* полностью аналогично условию *2*.

4. На границе *4* так же задается граничное условие «Сопряженное» с тем отличием, что результирующая температура на стенке ролика будет являться начальной для расчета параметров слоя охлаждающей воды.

5. На границе *5* — граничное условие входа воды с нормальной скоростью V = 0,05 м/с (Вход/Выход → Нормальный вход/выход→Значение скорости равно 0,05) и температурой 20 °С (пульсации = 0,01, масштаб турбулизации = 0,01).

6. На границе *6* — граничное условие свободного выхода с нулевым давлением сопротивления выходящей среде p = 0 (Свободный выход→Нулевое давление/выход).

После задания граничных условий следует связать граничные условия *2*, *3*, *4* соот-

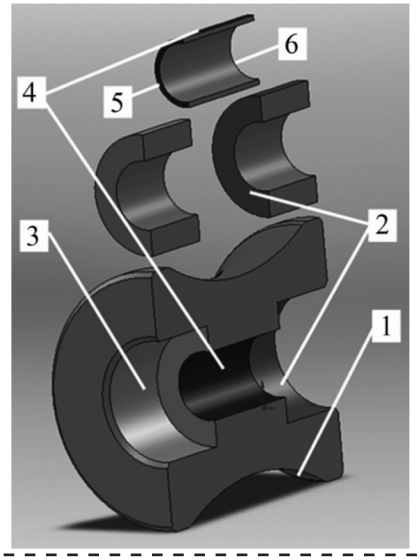


Рис. 2. Задание граничных условий модели

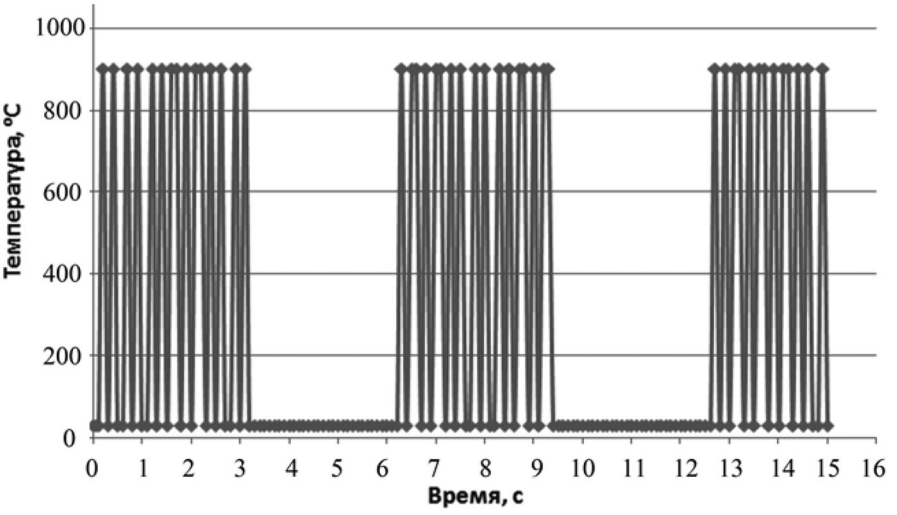


Рис. 3. График функции температуры горячей стенки для граничного условия *1*

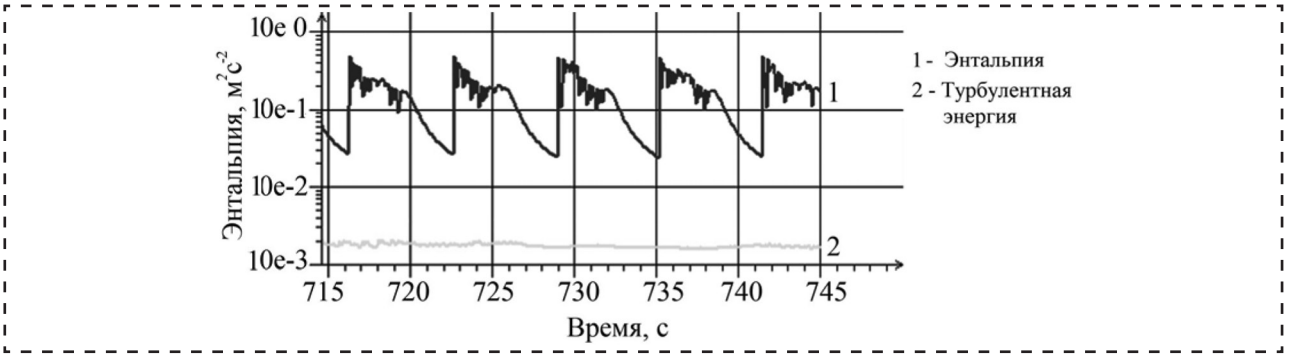


Рис. 4. Изменение во времени критериев стабилизации расчета (энтальпия и турбулентная энергия)

ветственно между собой (2–2, 3—3, 4—4). Эффективность моделирования во многом определяется качеством построенной рабочей сетки. Для проведения расчета необходимо задать сетку нулевого уровня (начальную сетку). На первом этапе строится грубая расчетная сетка, состоящая из нескольких тысяч ячеек (3500—4000). В нашем случае требуется измельчение сетки на границах изменения типа веществ (граничные условия *2*, *3*), для этого лучше всего подходит адаптация по граничному условию. На последующих этапах производится уточнение расчетной сетки и ее измельчение. После окончания процесса уточнения расчетной сетки количество расчетных ячеек превышает 125000. При увеличении числа расчетных ячеек, то есть при уменьшении размеров ячеек сетки, также уменьшается и шаг по времени, который на последнем этапе расчета составит $5 \cdot 10^{-5}$ с.

На последнем этапе определения модели необходимо задание глобальных параметров. Здесь задаются параметры продолжения расчета, вектор силы тяжести, время расчета и сохранения варианта, шаг по времени и опции процесса расчета.

Из-за периодичности начальных параметров на одном из граничных условий для получения стабильной картины распределения температур по объему ролика требуется определенное время. Установившийся температурный режим определяется по постоянству критериев стабилизации расчета во времени. В данной задаче такими критериями являются энтальпия (для подобласти с моделью «Твердое тело») и турбулентная энергия для модели «Ламинарная несжимаемая жидкость». Уже с 1—2 расчетной минуты критерии начинают стабилизироваться и после 8 минуты становятся стабильными (рис. 4, показана 12-я расчетная минута).

В процессе расчета проводится визуализация картины распределения температур в объеме ролика с помощью цветовой заливки, соответствующей значению температуры. Пример результата моделирования системы представлен на рис. 5. Визуализация распределения температур в объеме ролика и подшипниковых вкладышей в различные моменты расчетного времени представлены на рис. 6, 7 соответственно [10].

Как видно на рис. 6, вследствие циклического теплового режима температурное поле ролика в объеме изменяется «волнообразно». К 80-й секунде с начала прокатки ролик прогревается, а амплитуда «волнового» изменения температурного поля сглаживается.

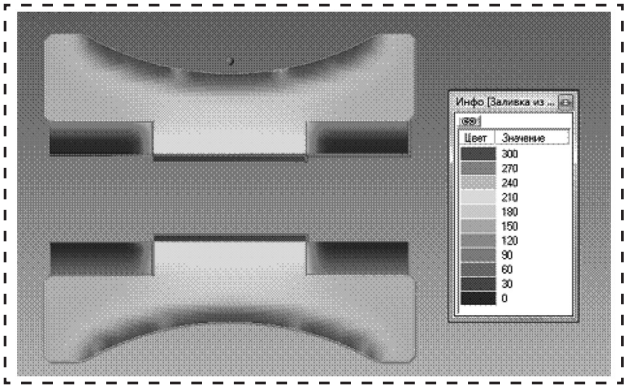


Рис. 5. Пример визуализации температурного поля ролика, вкладышей и слоя охлаждающей воды в программе *FlowVision*

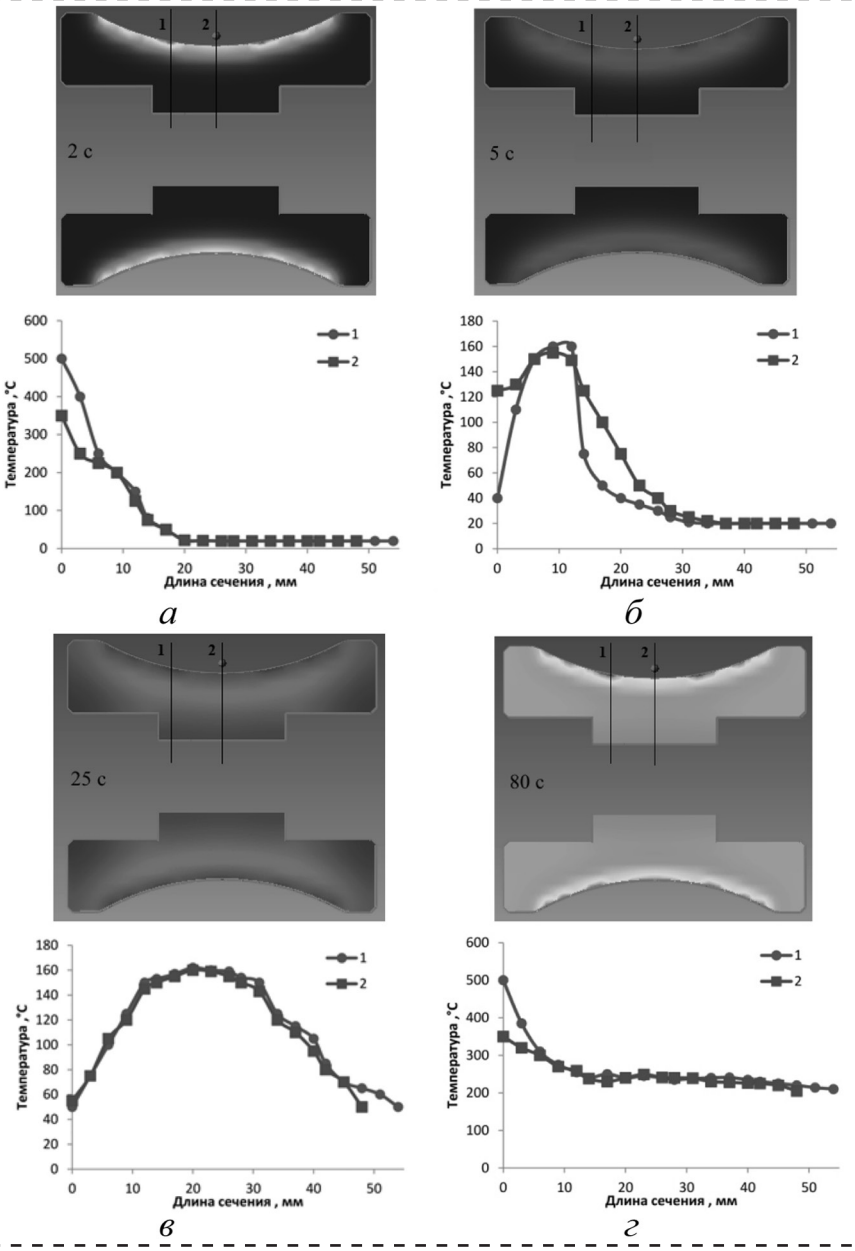


Рис. 6. Температурное поле в объеме ролика в различные моменты расчетного времени от начала прокатки:
а — 2 с; *б* — 5 с; *в* — 25 с; *г* — 80 с

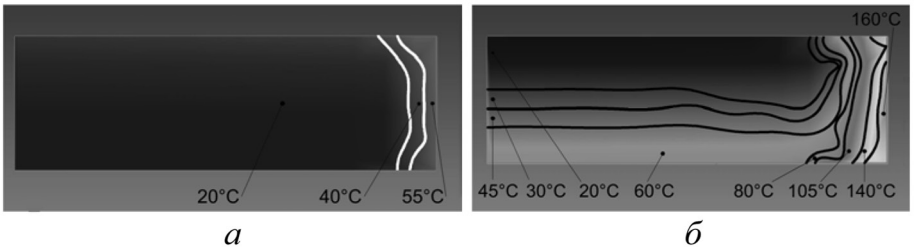


Рис. 7. Температурное поле в объеме подшипниковых вкладышей в различные моменты расчетного времени:
а — 130 с; *б* — 480 с; (правая сторона вставки обращена внутрь ролика, верх вставки — ближе к оси ролика)

Сравнение результатов расчетов с измеренными значениями температур роликов, проведенных с помощью тепловизора марки *FLIR*, показало приемлемую сходимость результатов для моделей подобного типа (максимальная ошибка не превышает 30 °С) [9, 12].

Таким образом, предложенная математическая модель с достаточной точностью отражает тепловое состояние роликов валковой арматуры в процессе их работы. Использование данной модели на стадии проектирования валковой арматуры сортовых станов позволит определять рациональные конструктивные параметры и материалы изнашиваемых деталей, проводить уточненные прочностные расчеты, прогнозировать износ сменных деталей, обоснованно назначать способы и интенсивность охлаждения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZRU-2020-0011).

Список литературы

1. **Чекмарев А.П., Чернобривенко Ю.С.** Роликовая арматура прокатных станов. М.: Металлургия, 1964. 256 с.
2. **Кандауров Л.Е., Оншин Н.В., Тютеряков Н.Ш.** и др. Валковая арматура сортовых станов: назначение, конструкции, надежность. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. 161 с.
3. **Платов С.И., Кандауров Л.Е., Железков О.С., Терентьев Д.В., Мироненков Е.И.** Повышение надежности и долговечности деталей и узлов металлургического оборудования // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 2 (26). С. 50—55.
4. **Карягин И.В., Кожевникова О.С.** Тепловая модель условий работы износостойких материалов рабочих элементов валковой арматуры с целью выбора их служебных характеристик. В книге: Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. Тезисы докладов 77-й международной научно-технической конференции. 2019. С. 204—205.
5. **Tyuteryakov N.S., Dema R.R., Nefed'Ev S.P.** Simulation and calculation of temperature distribution in roll fittings' guides in contact with the rolled strip // Procedia Engineering 2. Series «2nd International Conference on Industrial Engineering, ICIE 2016». 2016. P. 667—673.
6. **Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С.** Теплопередача. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Энергоиздат, 1981. 416 с.
7. **Яловой Н.И., Тылкин М.А., Полухин П.И.** и др. Тепловые процессы при обработке металлов и сплавов давлением. М.: Высшая школа, 1973. 631 с.
8. **Голубев М.С.** Исследование теплообмена в роликах металлургических машин для совершенствования их теплового расчета: автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Череповец, 2009. 20 с.
9. **Новицкий Р.В., Остапчук А.М., Оншин Н.В., Тютеряков Н.Ш., Коковихин А.В.** Моделирование условий эксплуатации роликов валковой арматуры сортовых станов // Горный журнал. 2012. № 3. С. 64—67.
10. **Голубев М.С.** Исследование теплообмена в роликах металлургических машин для совершенствования их теплового расчета. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Череповец, 2009. 20 с.
11. **Оншин Н.В., Тютеряков Н.Ш., Радомская И.В.** Моделирование теплового состояния роликов валковой арматуры FRS сортового стана 170 ОАО «ММК» // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2014. Т. 1. С. 198—201.
12. **Оншин Н.В., Тютеряков Н.Ш.** Моделирование теплового состояния роликов валковой арматуры сортовых станов. Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 2. № 70. С. 160—162.

Внимание!

Уважаемые подписчики,

на нашем сайте **www.nait.ru** доступна подписка на электронные версии всех журналов научно-технического издательства «Наука и технологии». Вы можете оформить подписку как на полнотекстовую версию журнала, так и на одну или несколько интересующих Вас статей.

Кроме того, с 2017 года Вы можете оформить подписку на электронные версии всех наших журналов и на сайте **«НАУЧНОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ БИБЛИОТЕКИ» http://elibrary.ru**.

УДК 621.746+621.771

Расчет температурного поля бойков при получении стальных полос на установке непрерывного литья и деформации

О.С. ЛЕХОВ, д-р техн. наук, А.В. МИХАЛЕВ, М.М. ШЕВЕЛЕВ, Д.Х. БИЛАЛОВ, канд. техн. наук

ФГБОУ ВО «Российский государственный профессионально-педагогический университет», г. Екатеринбург, 620012, Российская Федерация

*E-mail: MXlehov38@yandex.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-47-51

Статья поступила в редакцию 14.01.2020
Принята после доработки 02.03.2020
Принята к публикации 01.04.2020

Поставлена и решена задача определения температурных полей бойков различного конструктивного исполнения (с каналами и без них) установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при получении листов из стали для сварных труб. Расчет температурного поля бойка путем решения задачи нестационарной теплопроводности выполнен для двух вариантов граничных условий. Результаты расчета температуры приведены для четырех сечений бойка и четырех характерных линий. Установлены закономерности распределения температур по толщине бойка и его приконтактного слоя при обжатии сляба и на холостом ходу. Дана оценка влияния каналов для охлаждения бойка на характер распределения температуры по толщине и длине бойка с каналами. Установлены закономерности изменения по времени температуры контактной поверхности и приконтактного слоя бойка без каналов при получении на установке непрерывного литья и деформации листов из стали для сварных труб.

Ключевые слова: *установка, боек, температура, непрерывное литье, деформация, теплопроводность, конечный элемент.*

Для расчета температурных полей бойков установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации необходимо знать плотность теплового потока и эффективный коэффициент теплоотдачи, которые можно определить лишь путем численного моделирования теплового режима работы бойков, полученного при эксперименте. Для этой цели проведены замеры температуры бойков на опытной установке непрерывного литья и деформации ОАО «Уральский трубный завод» при получении полос толщиной 10 мм и шириной 240 мм из стали 09Г2С (рис. 1) [1].

В результате определена средняя температура контактной поверхности бойка без каналов, равная 300 °С. По этой температуре путем решения нестационарной задачи теплопроводности методом конечных элементов с использованием пакета *ANSYS* при заданном эффективном коэффициенте теплоотдачи α_1 = 2000 Вт/м^2·К определена плотность теплового потока q = 4 МВт/м^2·К [1, 2].

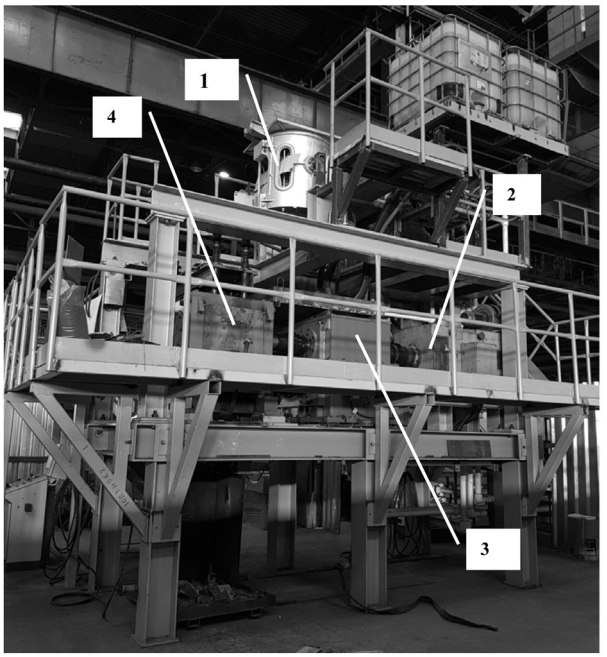


Рис. 1. Участок непрерывного литья и деформации:
1 — индукционная печь; *2* — электродвигатель постоянного тока; *3* — редуктор—синхронизатор; *4* — станина установки

Определенные по экспериментальным данным значения теплового потока и коэффициента эффективной теплоотдачи использованы для расчета температурного поля бойка при обжатии сляба из стали 09Г2С и в паузе при охлаждении контактной поверхности водой на установке непрерывного литья и деформации.

Расчет температурного поля бойка путем решения объемной задачи нестационарной теплопроводности методом конечных элементов выполнен для двух вариантов.

Вариант 1: на рабочую поверхность бойка во время обжатия сляба в течении 0,1364 с действует плотность теплового потока q = 4 МВт/м^2·К. Во время паузы, равной 0,409 с, при охлаждении рабочей поверхности бойка водой эффективный коэффициент теплоотдачи α_1 = 2000 Вт/м^2·К. Охлаждение других поверхностей бойка водой с коэффициентом теплоотдачи, равным α_2 = 500 Вт/м^2·К.

Вариант 2 отличается тем, что охлаждение других поверхностей бойка выполняется воздухом с коэффициентом теплоотдачи равным α_2 = 20 Вт/м^2·К.

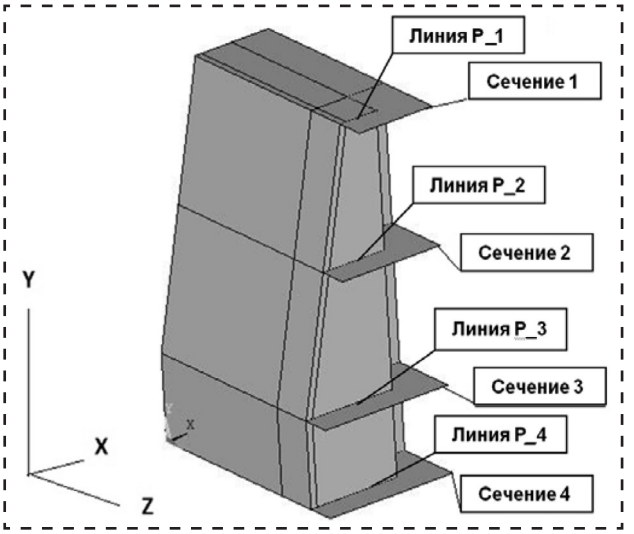


Рис. 2. Положение сечений и расположение линий, для которых приведены результаты расчета

Геометрия бойка для расчета температурных полей дана на рис. 2.

Результаты расчета температур приведены для четырех горизонтальных линий (P_1, P_2, P_3 и P_4) и четырех сечений (см. рис. 2). Линии P_1—P_4 характеризуют распределение температуры по толщине и по оси симметрии бойка.

Результаты расчетов температуры для двух вариантов приведены в табл. 1 и на рис. 3.

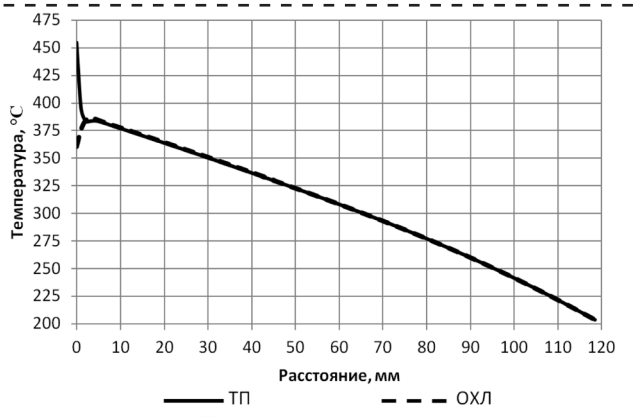
Во время обжатия сляба температура рабочей поверхности бойка в области очага деформации достигает 455 °С и при охлаждении водой в конце паузы снижается до 360 °С (см. рис. 3, табл. 1). Однако при охлаждении поверхностей бойка водой вместо воздуха температура бойка в сечениях *1* и *4* в сравнении с сечениями *2* и *3* снижается значительно больше и достигает 286 °С (см. рис. 3, табл. 1). Так же снижается температура в зоне контакта бойка с суппортом с 306 до 160 °С. На рис. 3 также представлено распределение температуры в приконтактном слое бойка без каналов при обжатии сляба, которая на глубине 5 мм практически не изменяется.

В табл. 2 приведены значения температур при установившемся поле для бойков без каналов и с каналами при плотности теплового потока q = 4 МВт/м^2·К, при коэффициентах α_1 = 2000 и 3000 Вт/(м^2·К) и α_2 = 20 и 500 Вт/м^2·К.

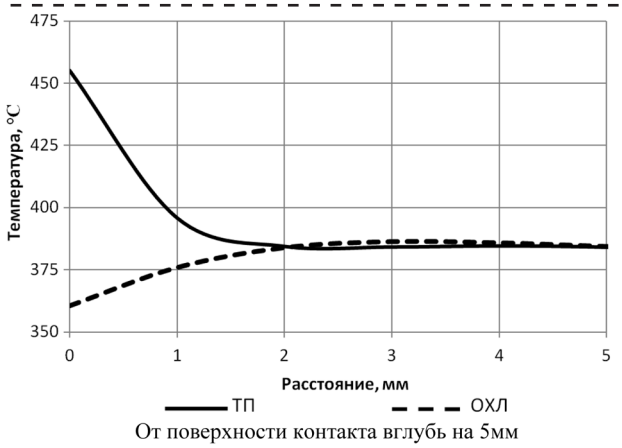
1. Значения температур на рабочей поверхности бойка и со стороны суппорта в бойке без каналов (на рабочую поверхности бойка во время рабочего хода в течение 0,1364 секунды действует плотность теплового потока — 4 МВт/м²·К. Во время паузы (0,1364х3 секунды) — эффективный коэффициент теплоотдачи равен 2000 Вт/м²·К)

Условия на рабочей поверхности бойка	Условия на торце, задней стенке, сверху и снизу бойка	Положение точки и момент контакта или паузы для температур в столбцах справа	Значение температуры в точках по линиям, °С			
			P_1	P_2	P_3	P_4
Q = 4 МВт/м²·К	α_2 = 20 Вт/м²·К	Р. п. контакт	441,9	455,8	460,3	455,4
		Р. п. пауза	350,2	361,8	365,6	362,2
		Суппорт—контакт	306	296,9	291,2	286,3
		Суппорт—пауза	306	296,9	291,2	286,3
α_1 = 2000 Вт/м²·К	α_2 = 500 Вт/м²·К	Р. п. контакт	371,2	454,2	455	376
		Р. п. пауза	283,1	360,3	360,5	286,7
		Суппорт—контакт	159,7	214,4	203,6	142,4
		Суппорт—пауза	159,7	214,4	203,6	142,4

Р. п. контакт — температура на рабочей поверхности в конце контакта по линии P_1 — P_4.
Р. п. пауза — температура на рабочей поверхности в конце паузы по линии P_1 — P_4.
Суппорт—контакт — температура на задней поверхности в конце контакта по линии P_1 — P_4.
Суппорт—пауза — температура на задней поверхности в конце паузы по линии P_1 — P_4.



На поверхности контакта



От поверхности контакта вглубь на 5мм

Рис. 3. Характер температур вдоль линии P_3 от воздействия на боек теплового потока (ТП) и охлаждения водой (ОХЛ). Вариант 1 охлаждения бойка с боковых поверхностей и суппорта водой

Температуры приведены для точек на контактной поверхности, на глубине 5 мм и на контактной поверхности бойка с суппортом. Из табл. 2 следует, что охлаждение поверхности бойка водой вместо воздуха приводит к снижению его температуры только в сечениях *1* и *4*. Так в сечении *4* (линия P_4) температура контактной поверхности бойка в конце обжатия сляба снижается с 455 до 376 °С, на глубине 5 мм — с 385 до 294 °С, а в конце паузы — с 362 до 287 °С.

Очень важно оценить влияние каналов для охлаждения бойка (см. табл. 2) на характер распределения температуры по толщине и длине бойка с каналами. Температура рабочей поверхности бойка в зоне очага деформации (линия P_3) снизилась с 460 до 370 °С, на глубине 5 мм — с 390 до 308 °С, а в конце паузы — с 366 до 298 °С. Таким образом охлаждение бойков водой в каналах позволяет снизить температуру рабочей поверхности бойка на 90 °С.

Рассмотрим изменения во времени температуры контактной поверхности бойка, приконтактного слоя на глубине 5 мм и температуры стенки бойка, контактирующей с суппортом в двух точках, положение и название которых приведено на рис. 4.

2. Значения температур при установившемся поле для бойка без каналов и бойка с каналами при плотности теплового потока $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 2000$ и 3000 Вт/м²·К и $\alpha_2 = 20$ и 500 Вт/м²·К

На линии	Значение температуры			
	На поверхности контакта		На глубине 5 мм	Со стороны суппорта
	В конце контакта	В конце паузы		
Боек без каналов при $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 2000$ Вт/м²·К, $\alpha_2 = 20$ Вт/м²·К				
P_1	442	350	369	306
P_2	456	362	385	297
P_3	460	366	390	291
P_4	455	362	385	286
Боек без каналов при $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 2000$ Вт/м²·К, $\alpha_2 = 500$ Вт/м²·К				
P_1	371	283	285	160
P_2	454	360	383	214
P_3	455	361	384	204
P_4	376	287	294	142
Боек с каналами при $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 2000$ Вт/м²·К, $\alpha_2 = 20$ Вт/м²·К				
P_1	302	233	225	42
P_2	366	296	306	36
P_3	370	298	308	36
P_4	366	295	304	36
Боек без каналов при $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 3000$ Вт/м²·К, $\alpha_2 = 20$ Вт/м²·К				
P_1	353	260	285	266
P_2	358	262	290	264
P_3	359	262	291	263
P_4	357	261	289	260

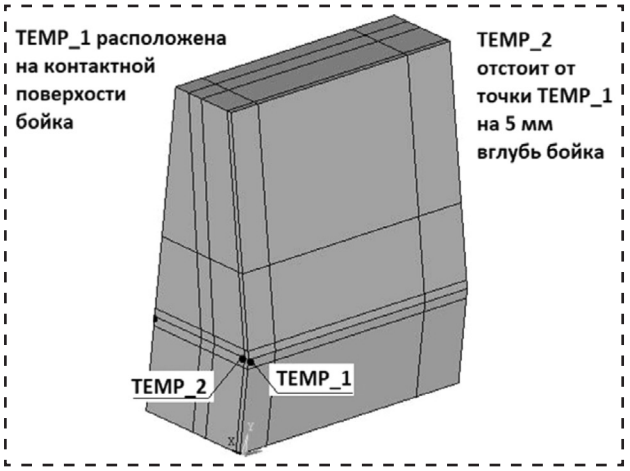


Рис. 4. Положение точек бойка, для которых приведено изменение температуры во времени

Расчет температуры приведен для бойка без каналов при $q = 4$ МВт/м²·К, $\alpha_1 = 3000$ Вт/м²·К и $\alpha_2 = 20$ Вт/м²·К. На рис. 5 показано изменение температуры во времени только в двух точках бойка при его начальной температуре 20 °С.

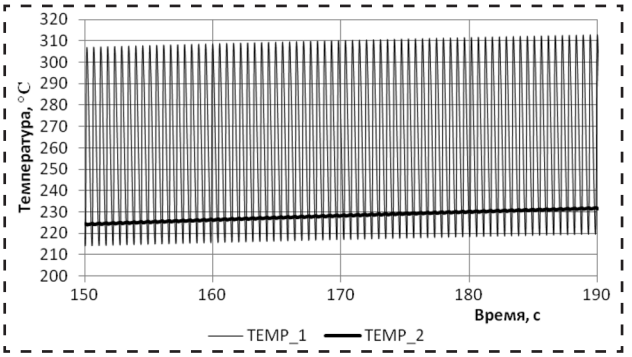


Рис. 5. Изменение температуры только для двух точек — точки на рабочей поверхности бойка и точки на глубине 5 мм. TEMP_1 — температура контактной поверхности бойка; TEMP_2 — температура приконтактного слоя бойка на глубине 5 мм

Представленные на рис. 5 результаты свидетельствуют о том, что температурное поле бойка еще не вышло на стационарный режим, поскольку начальная температура бойка была принята 20 °С. Однако в установившемся процессе деформации сляба температура бойков установки на холостом ходу значительно выше.

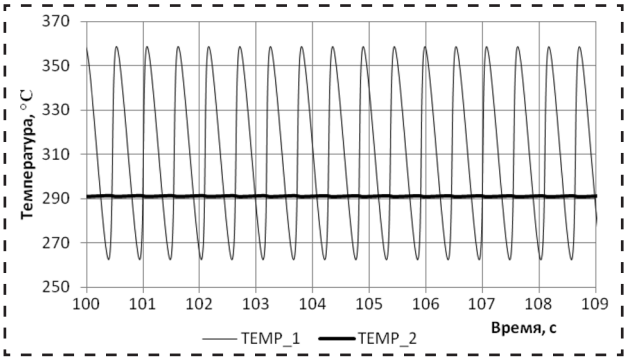


Рис. 6. Изменение температуры для двух точек — точки на рабочей поверхности бойка и точки на глубине 5 мм. TEMP_1 — температура контактной поверхности бойка; TEMP_2 — температура приконтактного слоя бойка на глубине 5 мм

В связи с этим при расчете температурного поля бойка для варианта с q = 4 МВт/м^2·К, α_1 = 3000 Вт/м^2·К, α_2 = 20 Вт/м^2·К принята начальная температура на рабочей поверхности бойка 350 °С и со стороны суппорта 250 °С, которая по толщине бойка изменяется линейно. Результаты расчета приведены на рис. 6.

Из рис. 6 видно, что при таком начальном поле температур бойка установившийся режим наступил через 109 секунд.

В заключении следует отметить, что задача нестационарной теплопроводности была решена методом конечных элементов в объемной постановке с использованием пакета *ANSYS*. При этом установлены закономерности распределения температуры в бойках с каналами и без них при обжатии сляба и на холостом ходу при получении листов из стали для сварных труб на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

Список литературы

1. **Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М.** Напряжения в системе бойки—полоса при получении листов из стали на установке непрерывного литья и деформации. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2018. 125 с.
2. **Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М., Билалов Д.Х.** Расчет температурных полей и термоупругих напряжений в стенках—бойках при получении листов из стали для сварных труб на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации // Производство проката. 2018. № 5. С. 26—30.

**В издательстве ООО «Наука и технологии» (www.nait.ru)
можно оформить подписку как на полнотекстовые электронные версии,
так и на отдельные интересующие вас статьи
всех наших журналов:**

«Все материалы. Энциклопедический справочник», гл. ред. академик РАН А.А. Берлин
«Деформация и разрушение материалов», гл. ред. проф. А.М. Глезер
«Клеи. Герметики. Технологии», гл. ред. академик РАН А.А. Берлин
«Коррозия: материалы, защита», гл. ред. академик РАН А.Ю. Цивадзе
«Материаловедение», гл. ред. академик РАН К.А. Солнцев
«Ремонт, восстановление, модернизация», гл. ред. проф. Н.И. Баурова
«Телекоммуникации», гл. ред. проф. В.С. Титов
«Технология металлов», гл. ред. академик РАН А.И. Рудской
«Химическая технология», гл. ред. академик РАН А.И. Холькин
«Электрометаллургия», гл. ред. канд. техн. наук И.О. Банных

УДК 621.774.352

Оценка качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб

А.В. ВЛАДИМИРОВ*, аспирант, Г.А. ОРЛОВ, д-р техн. наук, проф.

ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, 620002, Российская Федерация

*E-mail: vladimirovalexey@mail.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-52-56

Статья поступила в редакцию 08.12.2019
Принята после доработки 29.01.2020
Принята к публикации 11.03.2020

Рассматривается подход к оценке качества продукции с использованием комплексных показателей качества. Рассмотрен расчет комплексных показателей качества горячекатаной муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб. Проведено сравнение средневзвешенных арифметических и геометрических комплексных показателей. На основе полученных данных выявлены резервы повышения качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб.

Ключевые слова: *насосно-компрессорные трубы, трубопрокатный агрегат, муфтовая заготовка, комплексная оценка качества, показатели качества.*

На трубопрокатном агрегате ТПА-140 ПАО «Синарский трубный завод» с автомат-станом «тандем» прокатывают трубы из углеродистых и легированных марок стали ответственного назначения: насосно-компрессорные, бурильные, обсадные, для энергомашиностроения диаметром от 73 до 168 мм с толщиной стенки от 5 до 20 мм. В состав ТПА-140 входит автоматический стан «тандем», который состоит из двух последовательно расположенных клетей продольной прокатки (СПП-1 и СПП-2).

Технологический процесс производства бесшовных горячедеформированных труб на ТПА-140 представляет собой ряд последовательных операций. Основными из них являются: подготовка металла к прокатке; нагрев металла перед прокаткой; прошивка заготовки в гильзу; прокатка труб на автоматическом стане «тандем»; риллингование в обкатных машинах; подогрев металла; калибровка или редуцирование труб, их охлаждение; отделка; приемка и сдача годных труб на складах готовой продукции [1]. Далее для получения требуемых свойств трубы проходят термическую обработку. После термообработки осуществляется правка труб на правильном стане. Далее трубы поступают на ультразвуковой контроль. Трубы, соответствующие нормативно-технической документации, передаются в цех Т-4 для нарезки муфт.

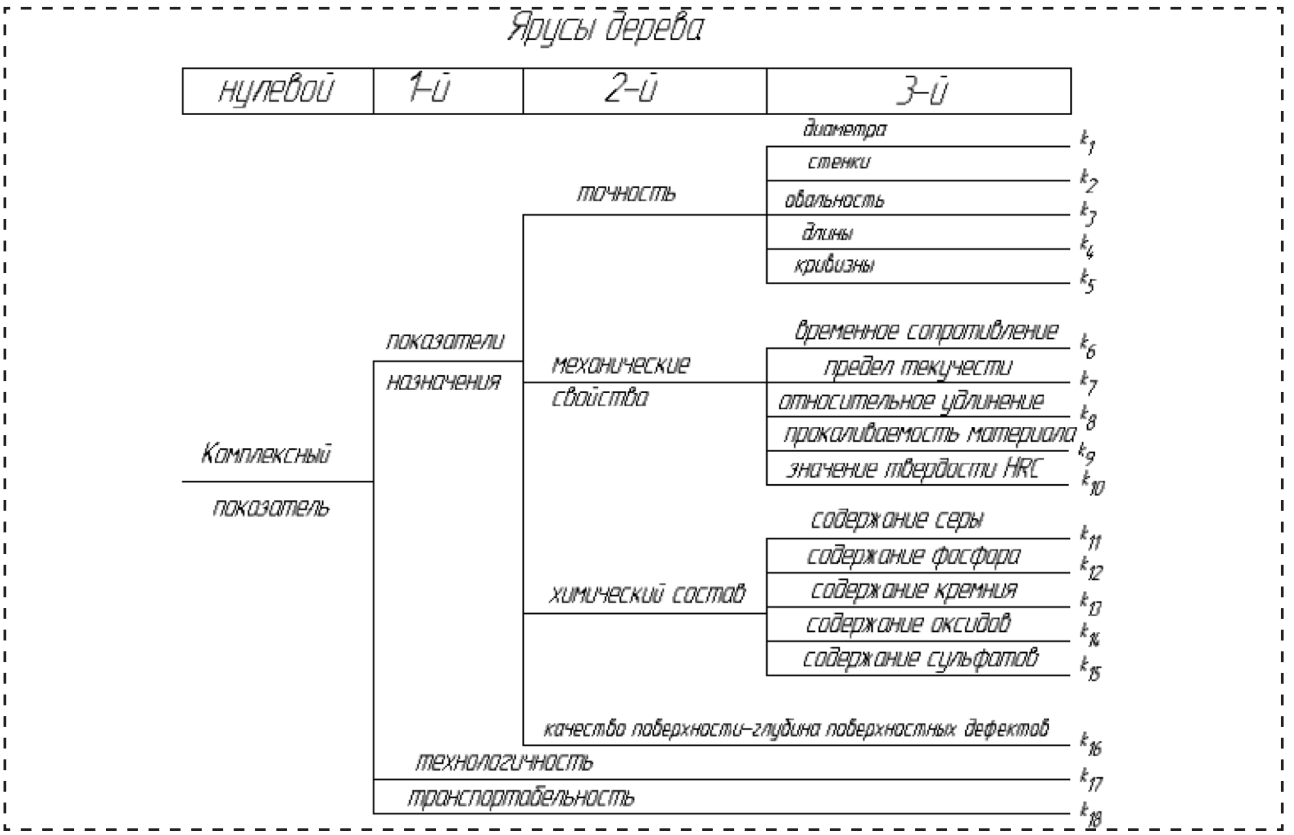
В современном мире получил значительное развитие комплексный подход к оценке качества металлопродукции, основанный на принципах относительно новой науки — квалиметрии [2]. Для комплексной оценки качества применяются чаще всего два подхода: первый предусматривает нормирование показателей качества в интервале (0—1), соответствующем разбросу допускаемых значений свойств

[2, 3]. Этот подход реализован нами ранее для анализа качества некоторых видов металлопродукции [4—6]. Второй подход оценивает вероятность попадания свойств в требуемый диапазон [7] и в данной статье пока не рассматривается, так как требуется анализ значительных массивов производственных данных. В настоящей статье рассматривается первый подход и обсуждается выявление резервов повышения качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб.

В качестве объекта исследования была выбрана муфтовая заготовка для насосно-компрессорных труб с наружным диаметром 108 мм и толщиной стенки 19,5 мм; марка стали — 32ХГА; группа прочности *L*80, тип 1, уровень приемки *PSL*-1. Нормативная документация: *API Spec* 5*CT* (Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия), где содержатся требования по механическим свойствам, качеству поверхности, химическому составу; технологический регламент (особенности производства обсадных и насосно-компрессорных труб с новыми видами резьбовых соединений) ТР 161-0-1486–2019, где изложены требования к точности труб.

Для выбора номенклатуры показателей качества в соответствии с ГОСТ 22851—77 выбираем тип промышленной продукции: материалы и продукты по Общероссийскому классификатору промышленной продукции ОКПД-2: металлы основные 24.20.11.000, трубы стальные для нефте- и газопроводов бесшовные. Для этой продукции по *API* 5*CT* выбираем номенклатуру показателей качества: показатели назначения, технологичности и транспортабельности. Показатели транспортабельности в данной статье не рассматриваются, так как они не оказывают существенного влияния на качество продукции.

Далее в соответствии с методологией комплексной оценки качества [2] составляется иерархическая структура показателей качества («дерево свойств»), определяются 18 единичных показателей качества, расположенных на 3-м уровне (рисунок).



«Дерево» показателей качества трубной заготовки для муфт

Для выбранных единичных показателей качества определяются эталонные $x_э$ и браковочные $x_{бр}$ значения свойств в натуральном выражении по рекомендациям [2]. Эталонные значения свойств соответствуют более высокой категории качества либо принимаются на 20—30% лучше, чем предельные значения, допускаемые нормативной документацией. Браковочные значения выбираются немного хуже допускаемых значений по нормативной документации.

Нормирование показателей качества проводится по следующим формулам: если увеличение значения свойства приводит к повышению качества (например, механические свойства), $x_э > x_{бр}$:

$$k = \frac{x - x_{бр}}{x_э - x_{бр}}. \quad (1)$$

При расчете по формуле (1) выполняются предельные условия:

при $x = x_{бр}$ $k = 0$ (брак);

при $x = x_э$ $k = 1$ (отличное качество).

При расчете показателей точности можно принять $x_э = 0$ и формулу (1) использовать в виде:

$$k = 1 - \frac{x}{x_{бр}}. \quad (2)$$

Если увеличение значения свойства приводит к понижению качества (например, содержание вредных примесей в сплаве), $X_э < X_{бр}$:

$$k = \frac{x_{бр} - x}{x_{бр} - x_э}. \quad (3)$$

Формула (3) дает те же предельные условия, что и формула (1).

Рассмотрим примеры применения формул (1)—(3) для нормирования показателей качества.

Например, временное сопротивление трубных заготовок для муфт группы прочности *L*80 тип 1 в соответствии с *API* 5*CT* должно быть не менее 655,0 МПа. Браковочное значение выбираем 650 МПа, а эталонное значение принимаем равным 800 МПа, учитывая, что механические свойства определяются с точностью до 5 ед. Для нормирования применяем формулу (1).

Точность наружного диаметра по ТР 161-0-1486—2019 оценивается предельными отклонениями, которые для наружного диаметра 108 мм должны составлять +1,0/−0,0%. Для показателей точности эталонное значение в формуле (1) выбираем как $x_э = 0$. Браковочные значения выбираем чуть хуже допускаемых, нормированное значение вычисляем по формуле (2), результаты заносим в табл. 1.

Нормирование содержания вредных примесей выполним по формуле (3). Например, содержание серы в соответствии с *API* 5*CT* должно быть не более 0,015%. Браковочное значение принимаем равным 0,02%, эталонное — 0,0%.

Содержание основных элементов в стали группы прочности *L*80 тип 1: углерода C не более 0,43%; хрома Cr не более 1,5%; марганца Mn не более 1,90%; никеля Ni не более 0,25%; меди Cu не более 0,35%. Если реальный химический состав выходит за эти диапазоны, прокат бракуется и комплексный показатель обнуляется, то есть $k_0 = 0$.

Качество наружной поверхности проката оценивается следующим образом: допускаются без зачистки отдельные виды дефектов, не выводящие размеры профиля за пределы минусового отклонения, т.е. 2% от диаметра (см. табл. 1, свойство 1). Эталонное значение в данном случае равно 0 (отсутствие дефектов), браковочное значение примем равным 2,2%. Для нормирования используется формула (1).

Расходный коэффициент оценивается по формуле: $K_{им} = \frac{G_{изд}}{G_{исх}}$, как отношение массы изделия к массе исходного металла (заготовки). В данном случае примем браковочное значение равным 0,5, эталонное — 0,9 и для нормирования используем формулу (1).

Допускаемые интервалы изменения выбранных свойств, их эталонные и браковочные значения, а также формулы для их нормирования приведены в табл. 1.

Далее для вычисления комплексного показателя качества определяются коэффи-

1. Перечень единичных свойств для оценки качества круглого проката

№	Свойство		$X_э$	$X_{бр}$	Формула для расчета k_i
1	Точность диаметра	Допуск «+»	0	1,2%	$1 - x/1{,}2$
		Допуск «–»	0	0,1%	$1 - x/0{,}1$
2	Точность стенки	Допуск «+»	0	13%	$1 - x/13$
		Допуск «–»	0	11%	$1 - x/11$
3	Овальность		0	1,5 мм	$1 - x/1{,}5$
4	Точность мерной длины 9,6 м		0	100 мм	$1 - x/100$
5	Кривизна		0	20	$1 - x/20$
6	Временное сопротивление		800 МПа	650 МПа	$\frac{x-650}{800-650}$
7	Предел текучести		655 МПа	545 МПа	$\frac{x-545}{655-545}$
8	Относительное удлинение		30%	10%	$\frac{x-10}{30-10}$
9	Прокаливаемость		55%	40%	$\frac{x-40}{55-40}$
10	Значение твердости		18	25	$\frac{25-x}{25-18}$
11	Содержание серы		0,0%	0,02%	$\frac{0{,}02-x}{0{,}02-0{,}0}$
12	Содержание фосфора		0,0%	0,02%	$\frac{0{,}02-x}{0{,}02-0{,}0}$
13	Содержание кремния		0,17%	0,50%	$\frac{0{,}50-x}{0{,}50-0{,}17}$
14	Содержание оксидов		2	4	$\frac{4-x}{4-2}$
15	Содержание сульфидов		1,5	2,5	$\frac{2{,}5-x}{2{,}5-1{,}5}$
16	Глубина поверхностных дефектов		0	2,2%	$1-\frac{x}{2{,}2}$
17	Коэффициент использования металла		0,9	0,5	$\frac{x-0{,}5}{0{,}9-0{,}5}$

циенты значимости (важности) единичных свойств экспертным методом по опросу 10 экспертов — специалистов в данной области по 10-балльной оценке важности выбранных свойств. Коэффициент значимости *i*-го свойства определяется по формуле [2]

$$a_i = \frac{Б_i}{\sum Б_i},$$

где $Б_i$ — средний балл для значимости *i*-го свойства; $\sum Б_i$ — сумма средних баллов всех экспертов.

Рассчитывается комплексный показатель качества продукции K_0 по формулам средневзвешенного арифметического и средневзвешенного геометрического для промежуточных значений единичных свойств, приведенных в табл. 2.

Средневзвешенный арифметический комплексный показатель качества рассчитывается по формуле:

$$k_0 = \sum_{i=1}^{17} k_i a_i = 0{,}616 \cdot 0{,}052 + 0{,}79 \cdot 0{,}052 +$$
$$+ 0{,}8 \cdot 0{,}048 + 1 \cdot 0{,}048 + 0{,}5 \cdot 0{,}048 +$$
$$+ 0{,}304 \cdot 0{,}072 + 0{,}672 \cdot 0{,}067 + 0{,}8 \cdot 0{,}067 +$$
$$0{,}69 \cdot 0{,}072 + 0{,}53 \cdot 0{,}061 + 0{,}855 \cdot 0{,}065 +$$
$$+ 0{,}5 \cdot 0{,}066 + 0{,}66 \cdot 0{,}051 + 0{,}75 \cdot 0{,}063 +$$
$$+ 0{,}72 \cdot 0{,}068 + 0{,}545 \cdot 0{,}046 +$$
$$+ 0{,}625 \cdot 0{,}049 = 0{,}66.$$

2. Значения единичных свойств для вычисления комплексного показателя качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб

№	Свойство	X	k_i	a_i
1	Наружный диаметр, мм	108,5	0,616	0,052
2	Стенка, мм	20	0,79	0,052
3	Овальность, мм	0,3	0,8	0,048
4	Точность мерной длины 9,6 м, мм	0	1,0	0,048
5	Кривизна, мм	10	0,5	0,048
6	Временное сопротивление, МПа	769	0,304	0,072
7	Предел текучести, МПа	619	0,672	0,067
8	Относительное удлинение, %	26	0,8	0,067
9	Прокаливаемость материала, мм	50,4	0,69	0,072
10	Значение твердости, *HRC*	21,3	0,53	0,061
11	Содержание серы, %	0,0029	0,855	0,065
12	Содержание фосфора, %	0,010	0,5	0,066
13	Содержание кремния, %	0,28	0,66	0,051
14	Содержание оксидов, %	2,5	0,75	0,063
15	Содержание сульфидов, %	1,78	0,72	0,068
16	Глубина поверхностных дефектов, % от диаметра	1	0,545	0,046
17	Коэффициент использования металла	0,75	0,625	0,049

Средневзвешенный геометрический комплексный показатель качества рассчитывается по формуле:

$$k_0 = \prod_{i=1}^{17} = k_i^{a_i} = 0{,}616^{0{,}052} \cdot 0{,}79^{0{,}052} \cdot 0{,}8^{0{,}048} \times$$
$$\times 1^{0{,}048} \cdot 0{,}5^{0{,}048} \cdot 0{,}304^{0{,}072} \cdot 0{,}672^{0{,}067} \cdot 0{,}8^{0{,}067} \times$$
$$\times 0{,}69^{0{,}072} \cdot 0{,}53^{0{,}061} \cdot 0{,}855^{0{,}065} \cdot 0{,}5^{0{,}066} \cdot 0{,}66^{0{,}051} \times$$
$$\times 0{,}75^{0{,}063} \cdot 0{,}72^{0{,}068} \cdot 0{,}545^{0{,}046} \cdot 0{,}625^{0{,}049} = 0{,}64.$$

Таким образом, показатели различаются незначительно и оба способа расчета правомерны.

Оценка полученных значений выполнена по шкале Харрингтона: диапазон значений 0,64—0,8 соответствует хорошему качеству [8].

Выводы

Таким образом, на основе квалиметрической оценки удалось выявить резервы повышения качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб, а именно таких качеств, как точность наружного диаметра труб, кривизна труб, глубина поверхностных дефектов на наружной поверхности труб. Дальнейшая работа будет направлена на повышение, описанных выше показателей качества.

Список литературы

1. **Данилов А.Ф., Глейберг А.З., Балакин В.Г.** Горячая прокатка и прессование труб. Изд. 3-е доп. и перераб. М.: Металлургия, 1972. 576 с.
2. **Азгальдов Г.Г., Костин А.В., Садовов В.В.** Квалиметрия для всех. М.: ИД ИнформЗнание, 2012. 165 с.
3. **Гун Г.С.** Управление качеством высокоточных профилей. М.: Металлургия, 1984. 152 с.
4. **Орлов Г.А., Орлов А.Г.** Комплексная оценка качества стального проката // Производство проката. 2018. № 4. С. 3—8.
5. **Орлов Г.А., Логинов Ю.Н., Орлов А.Г.** Комплексная оценка качества горячекатаных стальных труб // Черные металлы. 2018. № 4. С. 41—45.
6. **Орлов Г.А., Горбунова Ю.Д.** Разработка методики комплексной оценки качества горячештампованных эллиптических днищ // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 12. С. 97—102.
7. **Стеблов А.Б.** Комплексный показатель качества металлопроката и его применение // Литье и металлургия. 2017. № 1 (86). С. 97—102.
8. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение, 1980. 304 с.

УДК 621.923.01.

Особенности применения инструментальных материалов при шлифовании и доводке уплотнительных поверхностей деталей трубопроводной арматуры в случае их ремонта или изготовления

В.А. СКРЯБИН[1*], д-р техн. наук, проф., А.Г. СХИРТЛАДЗЕ[2], д-р пед. наук, канд. техн. наук, проф.

[1]ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет», г. Пенза, 440026, Российская Федерация

[2]ФГБОУ ВО «Московский государственный технологический университет Станкин», г. Москва, 127055, Российская Федерация

[*]E-mail: vs-51@list.ru

DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-8-57-61

Статья поступила в редакцию 27.09.2019
Принята после доработки 11.11.2019
Принята к публикации 20.11.2019

Рассмотрены особенности применения инструментальных материалов при шлифовании и доводке уплотнительных поверхностей деталей трубопроводной арматуры в случае их ремонта или изготовления. Приведены достоинства и недостатки высокоскоростной абразивной обработки уплотнительных поверхностей деталей запорной арматуры. Даны практические рекомендации по режимам и условиям шлифования и притирки запорных поверхностей деталей трубопроводной арматуры при их восстановлении.

Ключевые слова: *инструментальные материалы, шлифование, доводка уплотнительных поверхностей, деталь трубопроводной арматуры, практические рекомендации.*

Инструмент из эльбора по сравнению с обычными абразивными инструментами обладает повышенной режущей способностью (в 5—10 раз) и постоянством ее в процессе длительной эксплуатации: отсутствием засаливания, что исключает необходимость частой правки инструмента, высокой стойкостью рабочего контактного профиля, обеспечивающей получение обрабатываемой плоскости с высокой точностью [1—6].

Алмаз и эльбор в 3—4 раза превосходят по твердости и износостойкости основные абразивные материалы инструментов, поэтому их используют для абразивной обработки высокотвердых и трудношлифуемых материалов. Однако алмаз имеет невысокую тепло-

стойкость (700–900 °С) и химически активен к железу. Эти свойства ограничивают его эффективное применение при высокоскоростной обработке железоуглеродистых сплавов.

В отличие от алмаза в эльборе сочетается высокая твердость с высокой теплостойкостью и химической инертностью к железу (вплоть до температуры 1300—1500 °С), что обеспечивает интенсивный отвод тепла из зоны шлифования. Это обстоятельство снижает силы и температуру резания. Прижогов при обработке инструментом не образуется, так как стружка в межзерновом пространстве выгорает. Низкие температуры в зоне резания кругами из кубического нитрида бора (КНБ) исключают возможность образования растягивающих напряжений в поверхностном слое, а наоборот, способствуют образованию напряжений сжатия, которые положительно влияют на износостойкость обрабатываемых деталей и инструмента.

Это позволяет осуществлять процесс шлифования более интенсивно и при этом получать обрабатываемую поверхность изделия без прижогов, фазовых и структурных изменений в поверхностном слое. Благодаря этому эльбор весьма эффективен для высокоскоростной абразивной обработки железоуглеродистых сплавов. Но эльбор является хрупким материалом, и поэтому его используют лишь в абразивном мелкозернистом инструменте. Однако в результате скалывания кристаллов при шлифовании режущие кромки постоянно обновляются и тем самым обеспечивается самозатачивание инструмента.

Инструмент из эльбора, обладая исключительно высокой износостойкостью, длительно сохраняет высокие режущие свойства и заданный профиль без правки, поэтому эльборовый инструмент очень эффективен для обработки прецизионных фасонных поверхностей (резьбовых, винтовых, зубчатых, профильных направляющих и др.), а также малых отверстий, например, прецизионных подшипников, где износ инструмента определяет заданную геометрическую точность. Шероховатость поверхности существенно влияет на важнейшие эксплуатационные свойства деталей: износостойкость, предел усталости, сопротивление коррозии, прочность. Малая шероховатость поверхности деталей арматуры достигается притиркой (абразивной доводкой), являющейся особо точным способом чистовой обработки поверхностей. Слой металла, снимаемый притиркой, составляет 0,002—0,03 мм. Притиркой достигается высокая точность размеров и геометрической формы детали (до 0,001—0,002 мм). Плотность (непроницаемость уплотнительных поверхностей деталей арматуры—задвижки и корпуса) в процессе ремонта достигается абразивной доводкой. К уплотнительным поверхностям деталей трубопроводной арматуры, обработанных доводкой, предъявляются следующие требования: шероховатость поверхности не ниже R_a = 0,08 мкм; отклонения от плоскостности до 1 мкм.

Высокоскоростная обработка запорных поверхностей деталей трубопроводной арматуры эльборовыми кругами или кругами с покрытием из нитрида бора, а также притирами с нанесенной на них пастой из эльбора или из нитрида бора не может дать хороший результат по их точностным показателям и шероховатости [3—7]. Согласно теоретическим и экспериментальным исследованиям, проведенным на предприятиях «ГАКС-АРМ-СЕРВИС» и «ГАКС-РЕМ-АРМ» (г. Пенза), для диаметров условного прохода $DN100$—$DN800$, линейная скорость резания шлифовальными кругами диамером 40—120 мм при частоте вращения n = 1000—2000 мин$^{-1}$ будет изменяться в диапазоне от 10—30 до 40—60 м/с с учетом того, что каждый инструмент имеет планетарное вращение. Линейная скорость резания притирами составляет 2—4 м/с.

Невозможность применения высокоскоростной обработки заключается в следующем:

1. Мощность электродвигателя или пневмодвигателя по техническим характеристикам имеющихся шлифовально-доводочных переносных станков изменяется в диапазоне 1—1,5 кВт, что позволяет развивать частоту вращения шпинделя станка n в диапазоне 40—400 мин$^{-1}$.

2. Применение зависимого вращения шлифовального и притирочного инструмента на вышеуказанных высокоскоростных станках за счет изменения передаточного отношения вызывает большие трудности, так как может привести к проблеме размещения инструментов на обрабатываемой уплотнительной поверхности деталей трубопроводной арматуры.

3. Кроме того, скоростной процесс обработки уменьшает твердость поверхностного слоя материала, наплавляемого при ремонте на уплотнительные поверхности, изменяет физико-механические характеристики и химические свойства материала, что негативно влияет на эксплуатационные параметры задвижек трубопроводной арматуры.

4. Высокие скорости обработки вызывают значительные вибрации и малопрогнозируемый съем материала.

5. Ремонт без демонтажа при значительных дефектах уплотнительных поверхностей и смены наплавочного материала исключен.

Производительность процесса доводки и достигаемая при этом шероховатость поверхности [3, 4, 8—10] зависят не только от абразивного инструмента, но и от технологии притирки: скорости перемещения притира, удельного давления между притиром и деталью, способа подачи доводочного материала.

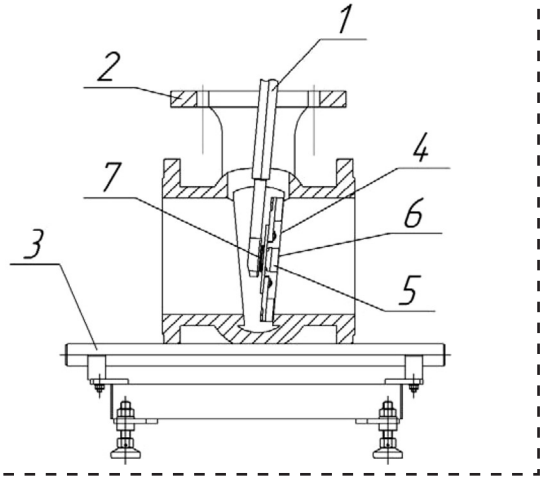


Рис. 1. Схема обработки уплотнительной поверхности корпуса клиновой задвижки:
1 — станок; *2* — корпус клиновой задвижки; *3* — установочное приспособление; *4* — обрабатываемая уплотнительная поверхность; *5* — притир; *6* — абразив (паста, суспензия); *7* — инструментальный блок

С увеличением скорости перемещения притира до 4 м/с и давления на притир свыше 0,2 МПа производительность процесса возрастает прямо пропорционально скорости и приводит к чрезмерному нагреву деталей, появлению прижогов на обрабатываемой поверхности, а также к вибрациям технологической системы в процессе обработки. В этом случае процесс удаления материала протекает ненормально, притиры начинают вибрировать и перемещаться рывками, что отражается на производительности и качестве изготовления.

При этом за счет неправильного распределения усилий, прилагаемых к детали, образуются завалы и перекосы на притираемой поверхности. На предприятиях «ГАКС-АРМ-СЕРВИС» и «ГАКС-РЕМ-АРМ» шлифовально-доводочные переносные станки типа ГАКС-Ф-4 (рис. 1) имеют привод с двигателем мощностью 2 кВт, частота вращения выходного вала которого изменяется в диапазоне n = 60—500 мин$^{-1}$, а линейные скорости притирки с применением пасты из хромотитанистого электрокорунда при чистовой и черновой обработке уплотнительных поверхностей корпуса задвижки трубопроводной арматуры с условным диаметром прохода *DN*100 мм принимают следующие значения: $V_{чист}$ = 0,174 м/с, $V_{черн}$ = 0,31 м/с при частоте вращения $n_{чист}$ = 120 мин$^{-1}$ и $n_{черн}$ = 80—100 мин$^{-1}$.

Наплавляемое ремонтное покрытие представляет собой высоколегированную сталь марки Св-15Х18Н12С4ТЮ твердостью 34—40 *HRC* с толщиной наплавляемого слоя до 5 мм.

Компоновки инструментальных блоков приведены на рис. 2.

Температура при притирке (доводке) в зоне резания определяется по зависимости [1—3]:

$$\Theta_s = T_K + \frac{q}{\alpha} \cdot V,$$

где q — тепловой поток через единицу поверхности слоя в единицу времени ($q = 75{,}7 \cdot 10^{-1}$ кг/м^2); V — линейная скорость притирки, м/с; α —коэффициент теплоотдачи (α = 0,066 Вт/м$^2 \cdot K$).

При обработке восстанавливаемых уплотнительных поверхностей деталей запорной

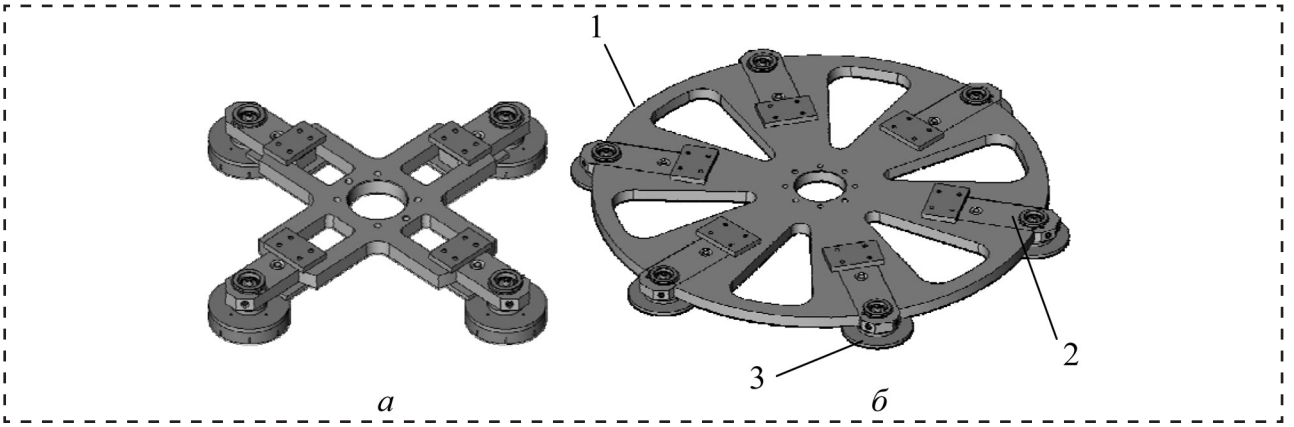


Рис. 2. Инструментальные блоки для шлифования и притирки:
1 — диск; *2* — планка; *3* — блок со шлифовальным или притирочным инструментом; *а* — *DN*400, 500, 600; *б* — *DN*700—800, 900—1000

арматуры с пастой из хромотитанистого электрокорунда:

$$\Theta_s = T_K + \frac{q}{\alpha}\cdot V = 293 + \frac{8{,}57}{0{,}066}\cdot 0{,}31 \approx$$

$$\approx 335K \approx 62\,^{\circ}\text{C}.$$

При высокоскоростной обработке притирами с эльборовой пастой:

$$\Theta_s = T_K + \frac{q}{\alpha}\cdot V = 293 + \frac{5{,}32}{0{,}022}\cdot 3 \approx 725K \approx 452\,^{\circ}\text{C}.$$

При температуре нагрева 350—530 °С, как следует из литературных источников и проведенных на вышеуказанных предприятиях экспериментов, высоколегированные стали с содержанием хрома более 15% склонны к охрупчиванию. Прочность и твердость таких сталей заметно понижаются в связи с нестабильным аустенитом, что, по-видимому, объясняется образованием в нем мартенсита, а также роста зерна или наличия чрезмерно высокого количества ферритной фазы при перегреве двухфазных сталей или при повышенном содержании ферритизирующих элементов, снижение пластичности и вязкости высоколегированных сталей может также произойти при более или менее длительном нагреве в интервале температур 350—530 °С вследствие проявления так называемой 475-градусной хрупкости.

После проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Высокоскоростное шлифование и притирка эльборовым инструментом нецелесообразны.

2. Ремонт без демонтажа при значительных дефектах уплотнительных поверхностей и смены наплавочного материала исключен.

3. Оптимальные скорости абразивной доводки (притирки) при диаметре условного прохода трубопроводной задвижки *DN*50—*DN*1000 изменяются при чистовой обработке в диапазоне $V = 0{,}15$—$0{,}8$ м/с, а при черновой обработке $V = 0{,}3$—2 м/с.

4. В качестве материала шлифовальных кругов можно рекомендовать: хромотитанистый электрокорунд марок 91А или 92А зернистостью *F*60($Z = 25$), связка — бакелитовая

Состав притирочно-доводочной пасты

Наименование компонента	Содержание, %	Примечание
Электрокорунд белый 25А М20П-М14П ГОСТ 26327—84	50	Марка и зернистость абразива может быть другой, см. состав суспензии
Кислота олеиновая ГОСТ 7580—91	10	
Литол-24 ГОСТ 21250—87	15	
ПАВ (кальцинированная сода)	10	
Масло индустриальное И20А	15	

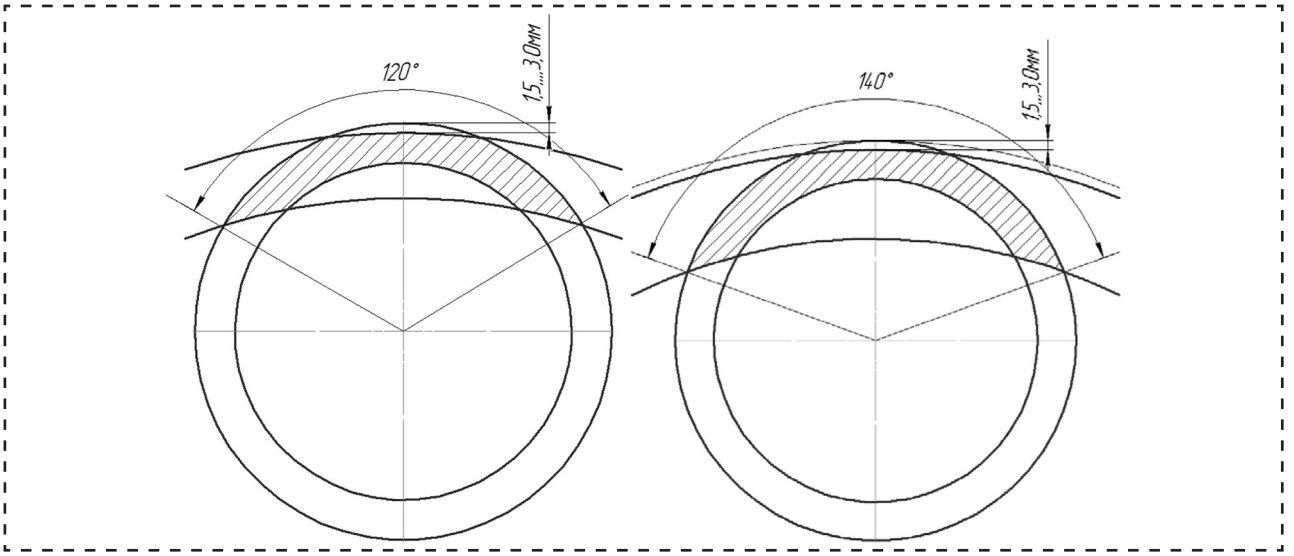


Рис. 3. Оптимальное расположение шлифовального круга или притира, способствующее благоприятным условиям обработки

с упрочнением БУ(*B*), твердость — СТ2(*P*) или Т1(*R*).

5. Материал притиров: серый чугун СЧ 20 ГОСТ 1412—85. Паста на основе хромотитанистого электрокорунда марки 91А (92А) или белого электрокорунда марки 24А (25А) (см. таблицу).

6. Минимальный и максимальный сектора контакта круга (притира) и уплотнительной поверхности, рекомендуемые для благоприятных условий вращения (рис. 3).

Список литературы

1. **Ящерицын П.И., Зайцев А.Г., Барботько А.И.** Тонкие доводочные процессы обработки деталей машин и приборов. Минск: Наука и техника, 1976. 328 с.
2. **Орлов П.Н.** Технологическое обеспечение качества деталей методами доводки. М.: Машиностроение, 1988. 388 с.
3. **Скрябин В.А.** Этапы обработки при восстановлении запорных деталей трубопроводной арматуры // Вестник Мордовского университета. 2016. Т. 26. № 2. С. 228—244.
4. **Сейнов С.В.** Технологии и оборудование для притирки уплотнений арматуры // Ремонт, восстановление, модернизация. 2002. № 2. С. 8—13.
5. **Sarda S.P., Le Tirant P., Baron G.** Influence des contraintes et de la pression de fluide sur le cou lement dans les rocked fissurees // Adoanses of Rock Mechanics. Washinqton. 2004. V. 2. Part A. P. 667—673.
6. **Jakob Vust, Claser H.** Eine Methode der naherungswerte fur Metalldichtungen der ND-Technik auhand mechanischen Ersatzmodele-4 // Jnt. Dichtungstag. Dresden. 2004. P. 420—444.
7. **Скрябин В.А., Павлова Ж.В.** Модернизация переносного станка для шлифования и притирки уплотнительных поверхностей затворов задвижек трубопроводной арматуры // Ремонт, восстановление, модернизация. 2015. № 2. С. 8—13.
8. **Harris C.C.** Flow throuqh porous media Examination of the immobile fluid model // Powder Technology. 2003. V. 17. No 3. P. 235—252.
9. **Погодин В.К., Древин А.К., Михайлюк Э.А., Вайнапель Ю.Л., Меринов С.П.** Исследование влияния эксплуатационных параметров на ресурс и герметичность затворного узла трубопроводной арматуры // Арматуростроение. 2004. № 5 (31). С. 64—67.
10. **Skhirtladze A.G., Skryabin V.A.** Technology of Repairing Abrasive Tools. Russian Metalurgy (Metally). 2017. V. 13. P. 1176—1181.
11. **Скрябин В.А., Ленин А.Д., Демидов Е.А.** Особенности глубинного шлифования деталей турбокомпрессоров // Технология металлов. 2019. № 9. С. 27—31.
12. **Скрябин В.А.** Специальные конструкции абразивных инструментов // Технология металлов. 2019. № 11. С. 35—40.

Юбилей МЭИ

В 2020 г. исполняется 90 лет национальному исследовательскому университету «МЭИ». Сегодня НИУ «МЭИ» — это ведущий вуз России в области энергетики, энергомашиностроения, электротехники, радиотехники, электроники, информационных технологий. НИУ «МЭИ» включает в себя 12 институтов, 59 кафедр, более 100 научно-исследовательских лабораторий, специализированный опытный завод, уникальную учебную ТЭЦ, крупнейшую научно-техническую библиотеку в стране и т.д. В университете (без учета его 5 филиалов) по 25 направлениям подготовки проходят обучение почти 15000 студентов, около 650 аспирантов и докторантов. Высокое качество обучения и научной деятельности обеспечивают более 1000 преподавателей и ученых, в том числе 179 докторов наук и 558 кандидатов наук. За последние годы в НИУ «МЭИ» при участии ведущих компаний были созданы и модернизированы учебные помещения и лаборатории, оснащенные современным оборудованием для подготовки высококвалифицированных кадров для наукоемких отраслей и научно-исследовательской деятельности.

Одной из известных в стране и за рубежом кафедр НИУ «МЭИ» является кафедра технологии металлов, научно-методические основы которой были заложены крупными учеными: чл-корр. АН СССР И.А. Одингом, д. т. н., проф. М.П. Марковцом, д. т. н., проф. Н.А. Ольшанским. В 1953 г. под руководством проф. И.А. Одинга были созданы лаборатории металловедения, жаропрочности и технологий обработки материалов. В 1955 г. проф. М.П. Марковец создает лаборатории механико-технологических испытаний и безобразцового контроля конструкционных материалов. В 1958 г. на кафедре под руководством проф. Ольшанского была осуществлена впервые в СССР электронно-лучевая сварка и создана лаборатория технологий обработки материалов электронным лучом. В последующие годы ученики основателей кафедры продолжили развитие этих лабораторий, и в настоящее время они получили признание в стране и за рубежом. Кафедра является не только общеобразовательной, но и специализированной. Подготовка молодых специалистов — бакалавров и магистров — ведется по следующим направлениям и профилям: 15.03.01 — Машиностроение, профиль «Машины и технологии высокоэффективных процессов обработки материалов»; 13.03.03 — Энергетическое машиностроение, профиль «Производство энергетического оборудования». За последние 5 лет преподаватели кафедры подготовили и издали 14 учебников, учебных пособий и лабораторных практикумов по материаловедению, технологиям обработки и контроля конструкционных материалов.

Кафедра постоянно выполняет глубокие научные исследования в рамках Госпрограмм, проектов РНФ и РФФИ, а также по хоздоговорным НИР с предприятиями энергетики,

машиностроения, металлургии, авиакосмоса. За последние 5 лет опубликованы 3 научные монографии, 107 статей в журналах, индексируемых в базах данных Scopus и Web of Science, получено 14 патентов на изобретения, организованы и проведены 3 международные конференции по электронно-лучевым технологиям и оперативной диагностике материалов. В аспирантуре и докторантуре на базе кафедры ведется подготовка кадров высшей квалификации по двум научным специальностям: 05.16.09 — Материаловедение (машиностроение) и 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии.

В рамках юбилейных мероприятий в НИУ «МЭИ» будут проведены научные семинары с участием известных отечественных и зарубежных ученых по актуальным научным проблемам. Тематика одного из них, который состоится на кафедре технологии металлов, будет посвящена современным достижениям в области инженерии поверхности, электронно-лучевых технологий и диагностики материалов.

Зав. кафедрой технологии металлов д. т. н., проф. Драгунов Виктор Карпович
Организатор семинара д. т. н., проф. Матюнин Вячеслав Михайлович
Контакты: 8(495)-362-75-68; (8)915-395-92-64; E-mail: MatiuninVM@mpei.ru

ООО «Наука и технологии»

Учредитель журнала ООО «Наука и технологии».
Журнал зарегистрирован в Комитете Российской Федерации по печати.
Свидетельство о регистрации № 017187 от 16 февраля 1998 г.
Редактор Н.К. Трофимова.
Оригинал-макет и электронная версия изготовлены в ООО «СиД».

Сдано в набор 15.05.20. Подписано в печать 16.06.20.
Формат 60×88 1/8. Печать цифровая. Усл. печ. л. 5,82. Уч.-изд. л. ?,??. Тираж 70 экз. «Свободная цена».

Отпечатано в ООО «СиД».

ЛИЦЕНЗИОННЫЙ ДОГОВОР
о передаче исключительного права на использование произведения

г. Москва «___» _____20__г.

Автор(ы) _____, именуемый(е) в дальнейшем «Лицензиар», с одной стороны и ООО «Наука и технологии», в лице генерального директора Ковалевского М.А., действующего на основании Устава, именуемое в дальнейшем «Лицензиат», с другой стороны, а вместе именуемые «Стороны», заключили настоящий договор о нижеследующем:

1. Предмет договора

1.1. Лицензиар предоставляет Лицензиату безвозмездно право использования оригинального произведения в установленных настоящим договором пределах. Произведение должно быть проверено лицензиаром на антиплагиат.

1.2. Объектом авторских прав, право использования которого предоставляется по настоящему договору, является произведение _____
_____

1.3. Лицензиар предоставляет Лицензиату право использовать произведение следующим образом:

1.3.1. воспроизведение произведения или отдельной его части на русском языке в любой материальной форме, в том числе на бумажном и электронном носителях в виде отдельного произведения и/или в составе Журнала(лов), и/или базах данных Лицензиата и/или иных лиц по усмотрению Лицензиата;

1.3.2. распространение произведения или отдельной его части на любом носителе на русском языке по всему миру в виде отдельного произведения и/или в составе Журнала(лов), и/или базах данных Лицензиата и/или иных лиц по усмотрению Лицензиата, путем продажи или иного отчуждения его оригинала или экземпляров;

1.3.3. доведение произведения или отдельной его части до всеобщего сведения таким образом, что любое лицо может получить доступ к произведению из любого места и в любое время по собственному выбору (доведение до всеобщего сведения, в том числе через всемирную компьютерную сеть Интернет);

1.3.4. право на перевод произведения на английский язык;

1.3.5. воспроизведение произведения или отдельной его части на английском языке в виде отдельного произведения и/или в составе Журнала(лов), и/или базах данных Лицензиата и/или иных лиц по усмотрению Лицензиата;

1.3.6. распространение произведения или отдельной его части на любом носителе на английском языке по всему миру в виде отдельного произведения и/или в составе Журнала(лов), и/или базах данных Лицензиата и/или иных лиц по усмотрению Лицензиата, путем продажи или иного отчуждения его оригинала или экземпляров;

1.3.7. доведение произведения или отдельной его части на английском языке до всеобщего сведения таким образом, что любое лицо может получить доступ к произведению из любого места и в любое время по собственному выбору (доведение до всеобщего сведения, в том числе через всемирную компьютерную сеть Интернет);

1.3.8. сублицензирование (выдача разрешения) полученных прав по настоящему договору в целом или частичном виде для перевода, издания, распространения и доведения до всеобщего сведения на английском языке.

2. Права и обязанности Сторон

2.1. Лицензиат может использовать произведение только в пределах тех прав и теми способами, которые предусмотрены настоящим лицензионным договором;

2.2. В течение срока действия лицензионного договора Лицензиар обязан воздерживаться от каких-либо действий, способных затруднить осуществление Лицензиатом предоставленного ему права использования произведения в установленных настоящим договором пределах.

3. Срок действия договора

3.1. Срок действия настоящего договора составляет 5 (пять) лет.

3.2. В случае прекращения исключительного права лицензионный договор прекращается.

4. Ответственность по договору

4.1. За использование произведения способом, не предусмотренным настоящим договором, либо по прекращении действия договора, либо иным образом за пределами прав, предоставленных договором, Лицензиат несет ответственность за нарушение исключительного права на произведение, предусмотренную Гражданским Кодексом РФ и другими нормативно-правовыми актами.

4.2. Лицензиар гарантирует наличие у него предоставляемого по настоящему договору исключительного права на произведение.

5. Заключительные положения

5.1. Настоящий договор вступает в силу с момента его подписания.

5.2. Настоящий договор составлен в двух аутентичных экземплярах, по одному для каждой стороны.

5.3. Во всем, что не предусмотрено настоящим договором, Стороны руководствуются действующим законодательством РФ.

6. Реквизиты и подписи Сторон

Лицензиар	Лицензиат
Ф. _____	ООО «Наука и технологии»
И. _____	ИНН/КПП 7728161750/771901001
О. _____	Юр. адрес: 105215 г. Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
	р/сч 40702810606010000025 в Филиале № 7701 Банка ВТБ (ПАО),
Пасп., серия____ №_____	г. Москва БИК 044525745
выдан _____	к/сч 30101810345250000745
Адрес _____	Адрес доставки: 105215 г.Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
_____/_____/	Генеральный директор_____/ Ковалевский М.А. /

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка на ежемесячный производственный,
научно-технический и учебно-методический журнал

«Технология металлов»

на 2020 год

Журнал распространяется только по подписке

Подписная цена журнала на 2-е полугодие — **36 000** руб.
Стоимость одного номера журнала — **6000** руб., НДС не облагается

Вы можете оформить подписку с любого номера журнала до 25-го числа предподписного месяца

- **по объединенному каталогу,** подписной индекс **29077;**
- **на сайте издательства** http://www.nait.ru открыта электронная подписка на полнотекстную версию журнала с мая 2009 г.;
- **по безналичному расчету:** ИНН 7728161750, ООО «Наука и технологии», р/с 40702810606010000025, в Филиале № 7701 Банка ВТБ (ПАО) г. Москва, к/с 30101810345250000745, БИК 044525745.

В графе «Назначение платежа» укажите: «Подписка на журнал «Технология металлов» на (срок)». Укажите адрес, ИНН, название организации (или Ф.И.О. получателя), телефон.

Только при подписке в редакции или по безналичному расчету подписная цена журнала включает и стоимость пересылки.

Редакция журнала предоставляет вам возможность опубликовать свои материалы о новых научных и технических разработках и достижениях, а также об опыте организации производства.

Плата за публикацию статей с авторов, в том числе с аспирантов, не взимается.

По вопросам формирования редакционного портфеля обращайтесь по адресу: 105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
Тел./факс: (499) 995-45-23, тел.: (499) 995-45-22;
e-mail: admin@nait.ru, prmi79@mail.ru

По всем вопросам подписки, распространения и размещения рекламных материалов обращайтесь по адресу:

105215, Москва, 9-я Парковая ул., д. 60
Тел./факс: (495) 223-09-10, (499) 995-45-23.
E-mail: market@nait.ru