

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего  
образования  
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения  
(наименование института полностью)

Кафедра «Оборудование и технологии машиностроительного производства»  
(наименование)

15.04.05 «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных  
производств»  
(код и наименование направления подготовки)

Организация машиностроительных производств  
(направленность (профиль))

## **ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ)**

на тему Термосиловая обработка маложестких гибких валов

Студент

В.А. Антонов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Научный  
руководитель

к.т.н., доцент, Д.Ю. Воронов

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

Тольятти 2021

## Оглавление

Введение.....	3
Глава 1 Анализ технологических процессов повышения качества термообработки маложестких гибких валов.....	5
1.1 Анализ перспективных технологических процессов термоманитной обработки.....	5
1.2 Установка для термической обработки изделий из металлов и сплавов.....	23
Глава 2. Исследование и усовершенствование процесса термосиловой обработки.....	32
2.1 Способ термоманитной обработки маложестких валов для получения прочной и износостойкой структуры материала.....	32
2.2 Прогрессивный техпроцесс термосиловой обработки многоступенчатых маложестких валов.....	40
2.3 Приблизительный анализ экономической эффективности термосиловой обработки в магнитном поле.....	56
Заключение.....	61
Список используемых источников.....	63
Приложение А Сертификаты и справки.....	71

## Введение

Современное экономическое и технологическое развитие Российской Федерации требует широкое использование новых, прогрессивных технологий в различных сферах и отраслях. Это позволит нашей стране быть конкурентоспособной и востребованной в мировой экономике, осваивать новые сегменты рынков, и оптимизировать работу в уже существующих.

Значительной долей в экономике нашей страны обладают нефтяная, химическая и судостроительная промышленности, приносящие в бюджет стабильные и значительные средства. Поэтому, применение новых, прогрессивных технологий в данных сферах, способно дать хорошую и весомую практическую отдачу.

Технической основой нефтяной, химической и судостроительной промышленности, являются силовые машины, различных типов и назначения, которые зачастую отличаются большими габаритами и массой, и как следствие высокой стоимостью. Кроме этого, существует ряд типов машин, в которых движение требуется передать на значительное расстояние. В таком типе машин часто используются гибкие мало жесткие валы. Поэтому, увеличение качества и снижение себестоимости изготовления таких деталей является актуальной задачей современной экономики.

Огромной сложностью в процессе производства гибких мало жестких валов является их не технологичность. Во первых, вследствие большой длины и малого диаметра, для обработки такого вала требуется специальное оборудование с удлиненной станиной и множеством промежуточных опор-люнетов. Во вторых, вследствие малой жесткости данного типа деталей они подвержены короблению, при неравномерном распределении внутренних напряжений и их высоком уровне. В третьих, очень низкой производительностью всех операций техпроцесса изготовления гибкого вала, следствии перечисленных выше причин. Таким образом, себестоимость изготовления гибкого мало жесткого вала является чрезмерно высокой.

Наиболее ответственной и трудоемкой операцией при изготовлении деталей такого типа является операция термообработки. Типичными операциями термообработки при производстве гибких маложестких валов являются операции закалки и отпуска. Данные операции определяют качество изготовления гибкого вала, за счет создания качественной внутренней структуры и формирования поля внутренних напряжений. Для создания осенаправленной структуры зерен металла термообработку сочетают с осевой пластической деформацией, такая операция получила название – термосиловая обработка.

Поэтому, можно утверждать, что тема данной магистерской диссертации «Термосиловая обработка маложестких гибких валов» является актуальной. На основании вышеизложенного, цель магистерской диссертации может быть сформулирована следующим образом: повышение качества маложестких гибких валов за счет усовершенствования операции термосиловой обработки.

Достижение заданной цели, требует решение ряда задач:

- изучить перспективные тенденции повышения качества термообработки маложестких гибких валов;
- разработать алгоритмику проведения термосиловой обработки маложестких гибких валов, на основе физики процессов, протекающих в материале детали;
- разработать функциональную схему проведения операции термосиловой обработки маложестких гибких валов, обеспечивающую повышенное качество обработки.

# **Глава 1 Анализ технологических процессов повышения качества термообработки малоуглеродистых гибких валов**

## **1.1 Анализ перспективных технологических процессов термомагнитной обработки**

Стандартным способом улучшения магнитных свойств являются термические обработки, в результате которых происходят структурно-фазовые изменения, способствующие релаксации внутренних напряжений. Низкая температура начала кристаллизации лент аморфных сплавов позволяет осуществлять термообработку на воздухе без видимого окисления поверхности. При этом появляются дополнительные механизмы влияния на формирование уровня магнитных свойств, такие как напряжения.

Магнитомягкие аморфные сплавы обладают достаточно высокими значениями индукции насыщения, максимальной магнитной проницаемости, удельного электросопротивления, сравнительно низкой коэрцитивной силой. В широком интервале значений (от 0 до  $33 \times 10^{-6}$ ) варьируется их магнитострикция насыщения. Уникальное сочетание физических и химических свойств способствует их широкому применению в качестве датчиков, высокочастотных трансформаторов, электромагнитных экранов в различных областях науки и техники.

Одним из наиболее распространенных способов получения лент аморфных магнитомягких сплавов является спиннингование расплава. В процессе быстрой закалки аморфная лента проходит три стадии охлаждения: затвердевание расплава и охлаждение ленты на диске, охлаждение ленты на воздухе после отрыва от диска. На этих стадиях формируется структурная анизотропия ленты, анизотропия напряжений и доменная структура [2, с. 1–6; 3]. Магнитомягкие аморфные сплавы делятся на три группы. Это сплавы на основе Fe, Fe–Ni и Co. Сплавы на основе железа обладают высокой индукцией насыщения, на основе кобальта, как правило, близкой к нулю

магнитоотрицательной насыщения. В работе [4] представлен анализ связи уровня магнитных свойств, удельного электросопротивления, температуры кристаллизации с композиционным составом аморфных сплавов в интервале 22–27 ат. % (Si + B) при  $Si/(Si + B) = 0,2 - 0,7$  и  $Co/(Co + Fe) = 0,9 - 1$ . Показано, что наилучшим уровнем магнитомягких свойств и способностью к аморфизации обладают сплавы, содержащие 24–25 ат. % металлоидов при  $Co/(Co + Fe) = 0,94$  и  $Si/(Si + B) = 0,6$ . При высоких частотах (порядка 100 кГц) наилучшие магнитные и электромагнитные свойства наблюдаются в области с повышенным удельным электросопротивлением при  $(Si + B) = 27$  %;  $Si/(Si + B) = 0,65 - 0,70$ .

В 80-х годах прошлого века разработаны сплавы FINEMET, приобретающие при термообработке нанокристаллическую структуру с объемной долей кристаллической фазы около 80 %, и размером кристаллитов от 10 до 12 нм [6, с. 101–121; 7–9]. Получению смешанной аморфно-кристаллической структуры способствуют малые добавки меди и переходных металлов к аморфным сплавам системы Fe–Si–B, что обеспечивает высокую скорость образования зародышей кристаллической фазы и задержку их роста. Отжиг при температуре выше температуры кристаллизации формирует в этих сплавах непревзойденный комплекс магнитных свойств [10].

Поскольку многие устройства, в которых используются аморфные и нанокристаллические сплавы, работают в экстремальных условиях, например, при повышенных или пониженных температурах, высокой влажности и т. п., весьма важным моментом является наличие высокой термовременной стабильности магнитных свойств.

Повышение термической стабильности достигается легированием сплава тугоплавкими металлами (например, молибденом) [11–13]. При изучении возможности улучшения уровня магнитных свойств быстрозакаленных сплавов и их температурно-временной стабильности большинство исследователей основное внимание уделяют структурному

состоянию ленты. Помимо анализа процессов структурной релаксации в аморфных сплавах [15–17] большой интерес исследователей направлен на влияние химического состава на структуру и свойства сплавов. В работах [18–20] для сплавов на основе железа представлены результаты исследований перехода от аморфного к кристаллическому состоянию, влияние содержания железа на структуру и магнитные свойства. Изучение кинетики структурной релаксации железоникелевых сплавов представлено в работах [21, 22].

Исследование структуры магнитомягкого сплава  $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$  методом рентгеновской дифракции показало существование ближнего порядка, около 2 нм, в расположении атомов, характерного для структуры Fe–Si с объемноцентрированной кубической решеткой [23]. Большая часть формирующихся при термообработке нанокристаллов по составу близка к  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , а их оси легкого намагничивания изотропно разориентированы в объеме ленты. После отжига под растягивающей нагрузкой сохраняется остаточная деформация нанокристаллов вдоль осей (100), слабо отклоненных от плоскости ленты. В работе [19] обнаружено наличие в аморфной матрице быстрозакаленных сплавов на основе железа выделений кристаллической фазы  $\alpha\text{-Fe}$  с кристаллографическими осями (100), ориентированными перпендикулярно плоскости ленты. Исследование зависимости магнитоупругих свойств аморфного сплава  $\text{Fe}_{73,7}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{3,2}\text{Si}_{12,7}\text{B}_{9,4}$  от температуры кристаллизационного отжига обнаружило возникновение намагниченности, перпендикулярной к поверхности ленты [24].

Изучение последовательности и механизмов твердофазных реакций в аморфном сплаве Fe–Si–C в процессе перехода структуры к равновесию выявило наличие трех стадий структурно-фазовых превращений: структурной релаксации, образования при температурах 380–405 °C и распада в интервале 530–555 °C силикокарбида  $\text{Fe}_5\text{SiC}$  в процессе отжига [17]. Структурная релаксация аморфных сплавов является одним из наиболее важных факторов улучшения магнитных свойств и термической стабильности аморфных сплавов. В процессе термической обработки

структурная релаксация способствует снижению уровня внутренних напряжений. Структурная релаксация подразделяется на химическую и топологическую.

Топологическая структурная релаксация является более медленным процессом и начинается при практически завершенной химической релаксации [25–29]. Химическая структурная релаксация связана с перегруппировками атомов различных элементов в области ближнего порядка (2–5 межатомных расстояний). Отчетливое изменение химического порядка на расстоянии ближайшего соседа 0,3 нм происходит во время отжига уже при 50°C [25–27]. Топологическая структурная релаксация осуществляется перемещением атомов на существенно большие расстояния (5–50 межатомных расстояний) и сопровождается выходом свободного объема. Выход свободного объема начинается при температурах выше 100°C преимущественно через свободную поверхность, зависит от параметров термообработки, сопровождается уменьшением длины образца и повышением его объемной плотности [28–30].

Исследование бинарных сплавов на примере аморфного сплава Fe<sub>80</sub>B<sub>20</sub> показало, что снижение термостабильности в результате длительной выдержки при нормальных условиях является следствием расслоения аморфной матрицы и увеличения средних размеров существующих в аморфной матрице нанокристаллов. Расслоение однородной аморфной матрицы на различные по составу аморфные области в обогащенных железом быстрозакаленных сплавах, предваряющее процесс формирования нанокристаллов магнитомягкой фазы Fe–Si, наблюдали также в работе [19]. В многокомпонентных аморфных сплавах легирующие примеси (Si, Mo, Nb, Ni) замедляют процесс диффузии и блокируют рост нанокристаллов. Это способствует образованию более стабильной структуры с меньшим размером нанокристаллов и расширению интервала термической стабильности на 30–50°C после длительной изотермической выдержки [31; 32]. К структурным



изменениям может приводить быстрое охлаждение аморфного сплава до 77К [20].

Контроль кристаллизации аморфных лент Fe–B–Si–C с помощью модифицированного метода рентгеновской дифракции показал, что кристаллизация ленты при термообработке начинается с поверхности [33]. Первые зародыши фазы Fe<sub>3</sub>Si обнаружены на свободной поверхности ленты после термообработки при 200°C, в то время как кристаллизация контактной поверхности начинается при 450°C.

Наибольшее различие в процессах кристаллизации между контактной и свободной поверхностями наблюдается при образовании фазы Fe<sub>2</sub>B, которая кристаллизуется при 700°C, при этом максимальный размер кристаллитов (около 130 нм) формируется на свободной поверхности. Понижение температуры начала кристаллизации на поверхностях толщиной несколько десятков нанометров может быть вызвано в основном различием в химическом составе между объемом и поверхностями, а также различием скорости охлаждения при спиннинговании расплава [34–36].

Вакуумный отжиг аморфного сплава Pd<sub>40</sub>Ni<sub>40</sub>P<sub>20</sub> также способствует формированию нанокристаллической структуры в при поверхностных слоях. При кристаллизации сплавов Ni–Mo–B с содержанием 27–31,5 ат. % Mo, 5 и 10 ат. % B, по механизму первичной кристаллизации формируются изолированные друг от друга аморфными областями нанокристаллы размером 15–25 нм с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) твердого раствора компонентов сплава в никеле [37]. Толщина поверхностного аморфно-кристаллического слоя и размеры кристаллитов зависят от химического состава сплава и параметров термообработки: температуры и длительности изотермической выдержки, скорости нагрева и охлаждения. Увеличение длительности изотермической выдержки во время термообработки сплава Ni–Mo–B приводит к небольшому увеличению размера нанокристаллов и изменению параметра решетки из-за диффузии Mo и B из нанокристаллов в аморфную матрицу [37].

Исследование влияния термообработки в вакууме в интервале температур 400–840°C с длительностью изотермической выдержки 30 мин. на структуру и фазовый состав сплава  $\text{Fe}_{77}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13}\text{B}_6$  (5БДСР) показало, что ряд структурно-фазовых превращений во время отжига способствует формированию различных состояний после термообработки [38, с. 3–20]. Вплоть до 500°C протекает структурная релаксация аморфной фазы и сохраняется рентгеноаморфное состояние ленты. В интервале температур 500–700°C в остаточной аморфной фазе появляются нанокристаллы размером около 10 нм с объемноцентрированной кубической решеткой (ОЦК).

Увеличение температуры свыше 700°C приводит к преобразованию нанокристаллической структуры в поликристаллическую, состоящую из зерен  $\alpha\text{-Fe-Si}$ , которые имеют структуру композиционно неупорядоченного DO3 и H-фазы. Переход нанокристалл - поликристалл сопровождается уменьшением концентрации кремния в фазе  $\alpha\text{-Fe-Si}$  от 18,5 до 14 ат. %. Качественно аналогичные результаты получены для сплава FINEMET. Результаты исследований, представленные в работе [39], показывают, что нанокристаллическая фаза в лентах и проволоках сплава FINEMET образуется в результате отжига при 500–600°C. Объемная фракция нанокристаллической фазы в образцах ленты, отожженной при 570°C, составляет 70%. Структурные изменения в пленках этого сплава при термообработке аналогичны соответствующим изменениям в лентах и проволоках, но кристаллизация начинается при более низкой температуре. Аморфное состояние пленки FINEMET при отжиге сохраняется вплоть до 350°C, кристаллизация начинается при 400°C. При температуре отжига свыше 510°C происходит выделение нанокристаллов из аморфной матрицы. Возрастание температуры от 510 до 570°C приводит к росту размера кристаллитов  $\alpha\text{-Fe-Si}$  от 10 до 20 нм в DO3-структуре и сохранению остаточной аморфной фазы. Объемная фракция нанокристаллической фазы в образцах, отожженных при 450, 510, 540 и 570°C, составляет 67, 77, 82 и 89% соответственно.

Исследование влияния условий нанокристаллизации на структуру и магнитные свойства нанокристаллического магнитомягкого сплава  $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$  показало, что улучшению магнитных свойств способствует предварительный низкотемпературный отжиг при  $400^\circ\text{C}$  с последующей нанокристаллизацией. При этом наблюдается высокая температурная стабильность магнитных свойств исследуемого сплава [40]. Термическая стабильность нанокристаллической структуры связана с термической стабильностью межзеренной аморфной матрицы. Обогащение аморфной матрицы во время термообработки металлоидом и тугоплавким металлом приводит к повышению ее температуры кристаллизации. Кристаллизация межзеренных прослоек аморфной фазы способствует быстрому росту зерен и деградации нанокристаллической структуры [37].

Основой улучшения магнитных свойств лент магнитомягких быстрозакаленных сплавов являются термические обработки. На примере аморфных сплавов системы  $\text{Fe-Ni-Si}$  обнаружено, что при температурах отжига ниже температуры кристаллизации наблюдается повышение точки Кюри тем значительнее, чем выше температура кристаллизации сплава [41]. Термическая обработка сплавов  $(\text{Co}, \text{Fe})_{70}(\text{Si}, \text{B})_{30}$  способствует повышению максимальной магнитной проницаемости практически на порядок [5]. Причем, наибольшие значения  $\mu_{\text{max}}$  получены для сплавов с нулевой магнитострикцией насыщения, температура Кюри которых меньше температуры кристаллизации. Совмещение отжига с наложением магнитного поля, механической нагрузки и других технологических воздействий позволяет повысить его эффективность. Термомагнитная и термомеханическая обработки способствуют индуцированию магнитной анизотропии, помимо этого они влияют и на структуру сплава [42–45]. При исследовании сплавов  $\text{Fe}_{73,5-x}\text{Co}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$  ( $x=0, 10, 20, 30$ ) после термомагнитной обработки обнаружено смещение петель гистерезиса тем большее, чем выше содержание кобальта в сплаве. Смещение петель гистерезиса объясняется в рамках предположения о выделении кластеров  $\alpha$ -

Co,  $\beta$ -Co и наночастицы  $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{Si}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Co})_2\text{B}$ , направление намагниченности в которых определяется направлением магнитного поля при термомагнитной обработке.

Повышение скорости охлаждения при термообработке аморфного сплава АМАГ176 системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B до значений 100–400К/мин. способствует существенному уменьшению коэрцитивной силы, увеличению максимальной и начальной проницаемости [2]. Например, после термомагнитной обработки с повышенной скоростью охлаждения получено значение начальной магнитной проницаемости  $\mu_0 \sim 95000$ . Улучшение уровня магнитных свойств в этом случае достигается в результате дестабилизации доменных границ и повышения их подвижности. При повышенных частотах высокий уровень динамических свойств объясняется в рамках предположения о дроблении доменной структуры. Термообработка с повышенной скоростью охлаждения также способствует получению состояния ленты с достаточно хорошей временной стабильностью магнитных свойств. Но наилучшим сочетанием уровня свойств и их временной стабильности характеризуется отжиг со сверхбыстрым охлаждением: скоростью около 3-104 К/мин, которая обеспечивается закалкой в воде.

Наибольшая эффективность термообработки для сплавов системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B наблюдается при температурах отжига выше точки Кюри. Автор работы [2] объясняет это разрушением при температурах отжига ниже точки Кюри магнитной анизотропии, приобретенной лентами в процессе изготовления, и появлением при более высоких температурах самопроизвольной продольной магнитной анизотропии, связанной с необратимыми деформациями и структурной перестройкой в процессе спиннингования при изготовлении лент.

К сожалению, не конкретизируется, при какой температуре магнитострикция насыщения должна быть низкой, поскольку сама эта характеристика зависит от температуры. Заметим, что первым условием улучшения магнитных свойств при термообработке для 15 любых

магнитомягких материалов являются достаточные для релаксации напряженного состояния температура и длительность изотермической выдержки [46, с. 188–218; 47–51].

Направление индуцированных плоских псевдоодноосных напряжений связано с направлением результирующей намагниченности в ленте. При температуре отжига выше точки Кюри анизотропия напряжений нивелируется, поскольку материал переходит в парамагнитное состояние. Поэтому роль анизотропии формы при охлаждении и после термообработки повышается, способствуя ориентации намагниченности вдоль оси ленты в ее плоскости. Близкая к нулю магнитострикция насыщения уменьшает магнитоупругую энергию и является дополнительным фактором повышения роли энергии анизотропии формы, что наиболее важно при температуре эксплуатации изделия из аморфного магнитомягкого сплава.

В работе [2, с. 3, 6–12] обнаружена особенность сплава АМАГ171 на основе кобальта системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–В с заявленным производителем значением  $\lambda_s = 1 \times 10^{-7}$  [52].

На самом деле, как это показано ниже, в сплавах системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–В при отжиге возможно формирование состояния с разным знаком магнитострикции насыщения в зависимости от параметров термообработки: температуры и длительности изотермической выдержки, скорости нагрева и охлаждения. Это делает возможным управление свойствами ленты, формируемыми в результате отжига. Например [2, с. 6–12], в состоянии ленты с отрицательной магнитострикцией насыщения наиболее высокие значения максимальной магнитной проницаемости наблюдаются после термомагнитной обработки в поперечном поле. В состоянии с нулевыми значениями магнитострикции насыщения лента обладает наилучшими динамическими свойствами в области высоких частот.

Формирование нанокристаллической структуры происходит при достаточно длительной изотермической выдержке и более высоких температурах по сравнению с отжигом аморфных сплавов, поэтому в

результате термообработки наблюдается охрупчивание ленты и окисление ее поверхности. Предотвращение окисления поверхности достигается отжигом в вакууме или атмосфере инертного газа.

Магнитные свойства сплава  $Fe_{73,5}Cu_1Mo_3Si_{13,5}B_9$  сильно зависят от температуры отжига [11]. В работе [53] показано, что наилучшие магнитные свойства сплава FINEMET и его аналогов формируются в результате отжига в атмосфере гелия при  $550^\circ C$  в течение 1,5ч.

Предварительный отжиг при  $400^\circ C$  способствует существенному улучшению магнитных свойств сплава  $Fe_{73,5}Cu_1Nb_{1,5}Mo_{1,5}Si_{13,5}B_9$  при последующей нанокристаллизации [11]. Для снижения охрупчивания применяют так называемые быстрые отжиги [38; 52–55]. К ним относятся: термообработка, осуществляемая пропусканием тока через образец, лазерный импульсный отжиг, отжиг с помощью светового излучения [56; 57]. Быстрое пропускание переменного электрического тока плотностью  $20\text{--}40\text{ А/мм}^2$  в течение от 2 до 120с позволяет нагреть ленту свыше  $600^\circ C$ . Отжиг с помощью пропускания тока через образец используется в основном для релаксации напряжений и в качестве предварительной термообработки. Достоинством этой термообработки является возможность ее осуществления при любой температуре [54; 55].

Отжиг с использованием импульсного лазера является локальным и имеет весьма ограниченное применение для быстрозакаленных магнитомягких сплавов. Однократное облучение на воздухе мощным световым импульсом не приводит к возникновению нанокристаллической структуры и окислению поверхности. Наблюдается появление двух кристаллических фаз:  $\alpha 1\text{-Fe-Si}$  с содержанием кремния  $\sim 17\text{ ат. \%}$  и структурой DO<sub>3</sub>, а также H-фазы. Формирование нанокристаллической структуры происходит при облучении серией световых импульсов, мощность которых меньше мощности одиночного импульса, приводящего к кристаллизации ленты. В этом случае нанокристаллизация сплава протекает так же, как и при термообработке ленты. Некоторые отличия импульсного

отжига от термического заключаются в образовании кристаллитов несколько большего размера и отсутствии зависимости концентрации кремния в  $\alpha$ 1-Fe-Si от полученной энергии светового импульса.

Исследование кинетики процессов кристаллизации показало, что процессы кристаллизации в аморфных и нанокристаллических быстрозакаленных сплавах протекают аналогично, тем не менее, наблюдаются некоторые отличия [12; 58; 59]. Кристаллизация всех аморфных сплавов при непрерывном нагреве протекает в две стадии в температурных интервалах 500–600°C и 650–750°C. Первая стадия кристаллизации сопровождается практически вдвое большим экзотермическим эффектом. Исследования, проведенные на образцах сплава Fe-Cu-Nb-Si-B, показали, что после предварительного отжига при 590°C с длительностью изотермической выдержки 15 мин. наблюдается лишь один экзотермический эффект во втором температурном интервале [12]. Повышение скорости нагрева способствует сдвигу температурных интервалов кристаллизации в сторону больших температур [59].

На рисунке 1 по данным работы [59] показана объемная доля нанокристаллической фазы, формирующейся при термообработке в вакууме в первом температурном интервале кристаллизации, в зависимости от температуры отжига с длительностью изотермической выдержки 30 мин. Обращает на себя внимание тот факт, что в этом случае при 600°C не наблюдается завершения процесса кристаллизации. Это обусловлено малой растворимостью ниобия, бора и меди в растворе  $\alpha$ -Fe. Переход этих элементов из зоны кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора кремния в железе в зону остаточной аморфной фазы способствует возрастанию устойчивости аморфной фазы к кристаллизации, ниобий затормаживает рост нанокристаллов. Практически полное завершение кристаллизации с образованием 90% кристаллической фазы происходит в конце второго температурного интервала при 770°C с длительностью изотермической выдержки 15 мин. Заметим, что вид кривой, представленной на рисунке 1,

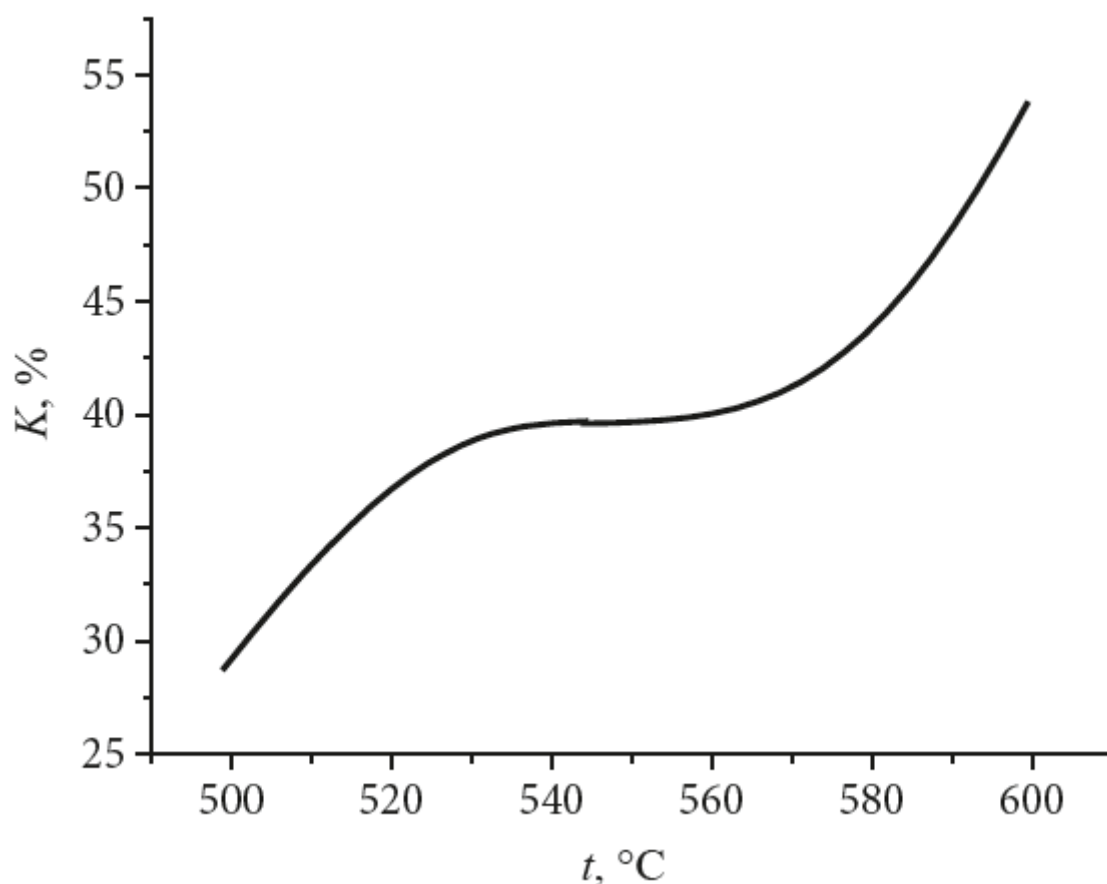


Рисунок 1 - Изменение степени кристалличности ленты сплава Fe–Cu–Nb–Si–В в зависимости от температуры отжига ( $\tau = 0,5$  ч)

идентичен виду зависимости коэффициента  $\alpha$ , отражающего степень активности диффузионных процессов, от относительной температуры изотермической выдержки ( $t_{\text{ГО}}/t_{\text{крист}}$ ) во время термообработки на воздухе образцов лент аморфных магнитомягких сплавов в интервале  $t_{\text{ГО}}/t_{\text{крист}} 0,73–0,79$  (рисунок 2).

В работе [58] также показано, что термообработка сплава Fe–Cu–Nb–Si–В при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  с длительностью изотермической выдержки 1 ч уже приводит к кристаллизации 7–10 % объема ленты. Тем не менее, образование незначительного количества кристаллической фазы 5–10 % в результате термообработки аморфной ленты в интервале  $450–480\text{ }^\circ\text{C}$  способствует улучшению магнитных свойств по сравнению с исходным аморфным



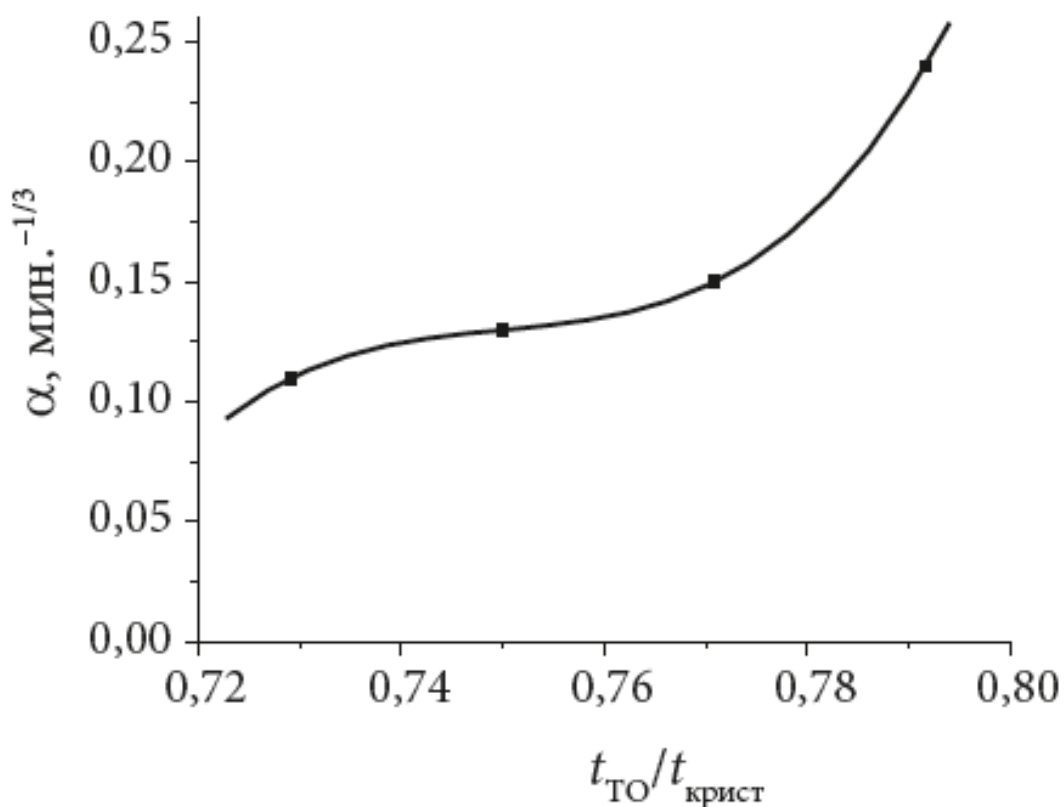


Рисунок 2 - Зависимость коэффициента  $\alpha$  от относительной температуры изотермической выдержки во время термообработки на воздухе образцов лент аморфных магнитомягких сплавов

состоянием. Наиболее высокие свойства ленты формируются в результате термообработки с изотермической выдержкой в середине первого температурного интервала кристаллизации: 520–560°C при объемной доле кристаллической фазы 35–40%. Отжиг при 590–600°C с объемной долей кристаллической фазы в ленте 50–55% приводит к ухудшению магнитных свойств.

Основной причиной ухудшения магнитных свойств при повышении температуры изотермической выдержки является увеличение размера кристаллитов от 10-20 нм после отжига при температуре 520°C до 25-30 нм при 580–710°C и более 150 нм при температуре выше 740°C.

Использование лент быстрозакаленных магнитомягких сплавов в различных устройствах требует не только формирования высокого уровня магнитных свойств, но и возможности управления их магнитными свойствами. Для управления магнитными свойствами быстрозакаленных магнитомягких сплавов широко применяют метод формирования наведенной магнитной анизотропии, например, с помощью термомагнитных и термомеханических обработок [46, с. 218–231; 56–83; 84, с. 68–78].

Индуктирование одноосной магнитной анизотропии в сплавах системы Fe–Cu–Nb–Si–В приводит к изменению формы петли гистерезиса [56]. Исследование структурного и магнитного состояния 20 этого сплава после нанокристаллизации при 550 °С в постоянном магнитном поле показало формирование продольной анизотропии магнитных свойств: существенный рост прямоугловности петли гистерезиса при отсутствии деформации решетки нанокристаллов  $\alpha$ -Fe–Si. В этом случае увеличивается длительность изотермической выдержки, необходимая для завершения процесса кристаллизации [31]. Это вполне ожидаемый результат, поскольку протекающие при термомагнитной обработке процессы анизотропного упорядочения препятствуют процессам изотропного упорядочения.

Режим двухступенчатой термомагнитной обработки аморфных магнитомягких сплавов дает возможность регулировать угол наклона линейной петли гистерезиса и способствует существенному сокращению ее длительности. На первой ступени наряду с релаксацией внутренних напряжений протекают процессы гомогенизации аморфной фазы с выходом избыточного свободного объема. Магнитная анизотропия формируется при изотермической выдержке на второй ступени обработки [2, с. 3–12]. Дополнительное улучшение магнитных свойств достигается в результате дестабилизации доменных границ. В этом случае улучшение магнитных свойств быстрозакаленных сплавов с близкой к нулю магнитострикцией насыщения наблюдается и в результате термомагнитной обработки в высокочастотном магнитном поле 80 кГц, и при закалке в воде. Тем не менее,

степень улучшения магнитных свойств после термомагнитной обработки в переменном магнитном поле выше. Отрицательным моментом дестабилизации доменных границ в аморфных сплавах закалкой в воде является температурно-временная нестабильность магнитных свойств [66].

Улучшение магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов также достигается применением комплексных термомагнитных и локальных лазерных обработок [46, с. 218–231; 67–69; 84, с. 68–78]. Наряду с термомагнитной обработкой в поле, ориентированном вдоль оси ленты, растягивающие напряжения между лазерными дорожками, индуцируемые лучом лазера, способствуют повышению объема доменов с намагниченностью в данном направлении и дроблению доменной структуры. Это позволяет получить состояние с высокой магнитной проницаемостью и низкими магнитными потерями.

Термомеханическая обработка, в отличие от термомагнитной, не приводит к увеличению длительности отжига. Завершение процессов кристаллизации и индуцирование магнитной анизотропии в сплаве Fe–Cu–Nb–Si–B при 550°C происходит одновременно в течение 20 мин. [31]. Совмещение нанокристаллизующего отжига с термомеханической обработкой приводит к растяжению решетки нанокристаллов  $\alpha$ -Fe–Si вдоль направления приложения напряжений и сжатию в поперечном направлении [36]. Релаксационный отжиг при температуре нанокристаллизации 500–540°C способствует уменьшению сформированных в результате термомеханической обработки остаточных деформаций в поперечном направлении [35]. Эффективность наведения магнитной анизотропии при термомеханической обработке и ее термическая стабильность связаны со структурным состоянием сплава. Структурные неоднородности, формирующиеся в процессе термомеханической обработки закаленной ленты аморфного сплава  $\text{Fe}_5\text{Co}_{72}\text{Si}_{15}\text{B}_8$  при 290°C, не позволяют получить высокие значения константы индуцированной магнитной анизотропии. Микронеоднородности, образующиеся во время предварительного отжига в

интервале температур 350-430°C, способствуют повышению эффективности наведенной анизотропии в результате термомеханической обработки при 290°C и повышению термической стабильности константы индуцированной магнитной анизотропии [32].

Исследование быстрозакаленных магнитомягких сплавов на основе железа и кобальта с содержанием этих элементов в сплаве 86-88 ат. %, модифицированных добавками Hf, Mo и Zr, показало, что в процессе нанокристаллизации в температурных интервалах 520-620°C и 670-750°C под действием растягивающих напряжений индуцируется продольная магнитная анизотропия с осью легкого намагничивания, ориентированной вдоль оси ленты [33; 34; 37; 38]. Введение кобальта за счет железа в аморфный сплав  $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$  вызывает изменение типа магнитной анизотропии, индуцируемой термомеханической обработкой при 520°C. В сплаве, содержащем 10 ат. % Co, индуцируется поперечная анизотропия. Увеличение содержания кобальта до 20–30 ат. % способствует формированию магнитной анизотропии с направлением легкого намагничивания вдоль оси ленты [29].

Мессбауэровские исследования влияния температуры отжига на распределение намагниченности в пленках Fe–Cu–Nb–Si–B обнаружили переориентацию намагниченности при 400°C в направление, перпендикулярное к плоскости пленки. Переориентация намагниченности осуществляется в интервале температур от 300 до 450°C. Выше и ниже этих температур результирующая намагниченность ориентирована преимущественно в плоскости пленки [39].

Авторы объясняют это тем, что магнитокристаллическая анизотропия является результатом диполь-дипольного и спин-орбитального взаимодействия. Диполь-дипольное взаимодействие ориентирует намагниченность в плоскости пленки, а спин-орбитальное - перпендикулярно. При отжиге 400 °C начинается выделение зерен  $\alpha$ -Fe–Si из аморфной матрицы. С началом структурных изменений спин-орбитальное

взаимодействие преобладает, поэтому намагниченность переориентируется в направление, перпендикулярное к плоскости пленки.

С возрастанием температуры отжига увеличиваются размеры  $\alpha$ -Fe–Si зерен и меняется соотношение между диполь-дипольным и спин-орбитальным взаимодействием в пользу диполь-дипольного взаимодействия. Поэтому при температуре отжига  $450^{\circ}\text{C}$  намагниченность снова ориентирована в плоскости пленки. Дальнейшее непрерывное возрастание температуры способствует выделению большого количества зерен в аморфной матрице. Так как размер зерна меньше параметра обменного взаимодействия (35 нм), магнитокристаллическая анизотропия нанокристаллической фазы стремится к нулю. Поскольку влияние магнитоупругой анизотропии очень мало, имеет место компенсация между отрицательной магнитострикцией кристаллов Fe–Si и положительной магнитострикцией аморфной матрицы. Повышение температуры снова способствует переориентации намагниченности перпендикулярно плоскости пленки. Заметим, что на основании анализа литературных данных и исследований, проведенных авторами настоящей работы, наблюдаемому явлению можно дать иное объяснение. Компонента растягивающих напряжений, перпендикулярная плоскости пленки, индуцированная объемной кристаллизацией при  $400^{\circ}\text{C}$ , и при положительной магнитострикции способствует увеличению объема доменов с ортогональной намагниченностью. При  $450^{\circ}\text{C}$  формируется состояние с отрицательной магнитострикцией насыщения, поэтому растягивающие напряжения, ориентированные перпендикулярно плоскости пленки, приводят к переориентации намагниченности в ее плоскость. Повышение температуры отжига снова формирует состояние с положительной магнитострикцией, величина которой увеличивается с ростом температуры отжига и способствует росту объема доменов с ортогональной намагниченностью.

Анализ литературных источников, касающихся состояния исследований магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов

и способов их оптимизации, показывает, что в этом направлении проделана огромная работа. Привлечение современных методик делает возможным проведение структурных исследований на высоком научном уровне. Это способствует установлению связи структуры с уровнем магнитных свойств. Изучению именно этих вопросов и посвящено достаточно много научных работ. Для улучшения магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов используют, как правило, те же методики, что и для кристаллических материалов. К ним в основном относятся термические, термомагнитные, лазерные обработки. Поэтому улучшение магнитных свойств в результате этих обработок связывают с известными причинами: релаксацией внутренних напряжений при повышенных температурах, индуцированием анизотропии под действием магнитного поля и механических напряжений, дестабилизацией доменных границ.

Отличительной особенностью быстрозакаленных сплавов является формирование нанокристаллического состояния, позволяющего получить магнитные свойства очень высокого уровня. Тем не менее, оптимизация уровня их магнитных свойств невозможна без понимания механизмов протекающих в них процессов намагничивания. На свойства ленты при ее получении оказывает влияние большое количество факторов. Вследствие этого в закаленном состоянии в лентах формируется существенная неоднородность физических и химических характеристик. Например, неоднородность внутренних напряжений в исходном состоянии ленты влечет за собой неоднородность свойств после отжига, поскольку требуется разная длительность изотермической выдержки для релаксации напряжений.

Методик, позволяющих судить о величине внутренних напряжений, практически нет. В связи с отсутствием атомного упорядочения в аморфных сплавах существенно снижается роль магнитной кристаллографической анизотропии, что довольно сильно усложняет наблюдение поверхностной доменной структуры. Малая толщина ленты, высокая чувствительность к напряжениям и взаимодействие поверхности с химически активными

средами не позволяют применять методы наблюдения доменной структуры, широко используемые для кристаллических материалов. Не подходят для лент быстрозакаленных магнитомягких сплавов и многие применяемые для кристаллических материалов методы измерения магнитострикции, позволяющие получить информацию о распределении намагниченности в ленте. Мессбауэровские исследования являются достаточно трудоемкими, что препятствует их широкому применению. Поэтому, достаточно часто изменение магнитных свойств в результате термообработки ограничивается констатацией фактов происходящего изменения: ухудшение или улучшение, оптимальные параметры термообработки выбираются чисто эмпирически.

Отсутствие информации о распределении намагниченности в ленте ограничивает выявление физических причин изменения магнитных свойств в результате различных воздействий. К физическим причинам, влияющим на формирование уровня магнитных свойств после отжига, относят лишь релаксацию напряжений и структурные изменения, в частности, объемную кристаллизацию ленты. Объяснение наблюдаемых изменений чаще всего носит предположительный характер. Например, влияние закалки в воду на магнитные свойства объясняется лишь дестабилизацией доменных границ, при этом совершенно не учитывается взаимодействие поверхности ленты с водой.

## **1.2 Установка для термической обработки изделий из металлов и сплавов**

Анализ аппаратной обеспеченности перспективных технологических процессов термообработки будем проводить на основе патента РФ № 203378 от 27.01.2020, авторов Ремшева Е. Ю., Воробьевой Г. А., Калугиной М. С., Ковалева К. О., Силаева М. Ю., Расулова З. Н.

Установка для охлаждения нагретой заготовки из металлов и сплавов термической обработки изделий в генерируемом акустическом поле.

Установка состоит из сочлененных ресивера и резонатора, имеющих камеры, при этом камера резонатора выполнена с возможностью соединения со средством для загрузки нагретой заготовки и имеет открытый конец, на котором установлен с возможностью перемещения клин, имеющий рабочую оконечность с боковыми плоскостями, выполненными с возможностью обеспечения направления воздушно-звукового потока на заготовку, камера ресивера снабжена средством подачи рабочей среды в виде штуцера, соединенным со средством контроля рабочей среды в виде манометра, который соединен с дополнительным штуцером, и сопловым блоком с соплом для истечения рабочей среды в камеру резонатора. На поверхности клина установлен индикатор в виде линейки с нанесенными рисками для фиксации размера выступающей части клина за пределы резонатора. Технический результат заключается в создании устройства, обеспечивающего повышение всего комплекса механических свойств, при проведении термической обработки для любых металлических изделий, в том числе из сплавов.

Полезная модель относится к областям металлургии и машиностроения, в частности, к способам и устройствам термической обработки металлов. Она может быть использована как для дополнительной, так и промежуточной обработки при технологиях упрочняющей термической обработки.

Повышение механических свойств сталей и сплавов обеспечивается проведением стандартных технологий упрочнения, например, термической обработкой (ТО): закалкой и отпуском сталей, закалкой и старением сплавов (СТО). При проведении ТО заготовку нагревают до определенной температуры с использованием необходимого оборудования для нагрева (стандартные электропечи, в том числе вакуумные или индукционный нагрев) и после выдержки охлаждают с требуемой скоростью. При закалке, в зависимости от вида материала, средой охлаждения может быть вода, техническое масло, поток воздуха, водовоздушная смесь, спрейное



охлаждение и др. При отпуске (старении) охлаждение, как правило, проводится на спокойном воздухе. (Солнцев Ю.П. Материаловедение. СПб Химиздат. 2004. с. 735). Недостатком используемого оборудования является невозможность обеспечить повышенный, требуемый по условиям эксплуатации уровень механических свойств материалов для конкретных условий работы изделий. С целью дополнительного повышения механических свойств, применяется оборудование, обеспечивающее использование энергии внешних физических полей. Известно устройство для проведения термической обработки в магнитном поле, обеспечивающее комбинированное воздействие на структуру.

Термическая обработка в магнитном поле (ТОМП) осуществляется на установке, включающей в себя индуктор с набором железных сердечников для индукционного нагрева, спреер, коаксиальный электромагнит. Установка работает следующим образом.

Деталь устанавливается на оправку и нагревается в индукторе до требуемой температуры, затем нагрев автоматически отключается и деталь перемещают на позицию охлаждения, включается магнитное поле и спреерное устройство (при закалке). При отпуске на стадии охлаждения включается только магнитное поле. Обработанная деталь возвращается в исходную позицию.

Недостатком оборудования, является то, что при повышении прочности ( $\sigma_b$ ) стали 45Х после стандартной закалки и отпуска при 200°С с охлаждением в магнитном поле пластичность снижается до  $\delta \sim 0\%$ , что ниже чем после СТО. (Марочник сталей и сплавов. Под ред. Сорокина В.Г. М. Машиностроение. 1989. - 640 с.). Это обстоятельство не позволит использование высокопрочной стали при наличии растягивающих напряжений.

Дополнительная обработка в магнитном поле применяется только для повышения механических свойств сталей. Для сплавов на основе титана, алюминия и меди эта установка не пригодна.

Так в патенте РФ №2100456 изложен способ т.о. сталей и сплавов. В патентах: РФ №2704953, 2635113 способ т.о. обработки сплавов титана, РФ №2389821 - ТО сплавов алюминия.

Установка состоит из двух сочлененных камер, одна из которых выполняет функции ресивера с плоским соплом, а другая является камерой - резонатором с размещенным в ней изделием. Установка оборудована газоструйным генератором звука (ГГЗ) типа пневматического дросселя «сопло-заслонка», а также средствами контроля и регулировки. В качестве рабочего газа для возбуждения мощных акустических волн звукового диапазона используется воздух. В сопловом блоке в качестве заслонки применяется плоская пластина (клин), которую перемещают по направлению к соплу для достижения определенных значений воздушного давления и мощного акустического поля. Для размещения образца установка снабжена грузочным контейнером. По конструктивному исполнению эту установку принимаем за ближайший аналог.

Недостатком установки прототипа является не достаточно точная регулировка при установке заслонки, что может приводить к сбоям в рабочем режиме и неудовлетворительным свойствам сплавов после обработки.

Задачей настоящей установки является создание устройства, обеспечивающего повышение всего комплекса механических свойств, при проведении термической обработки для любых металлических изделий, в том числе из сплавов.

Задача решается применением в ГГЗ заслонки выполненной в виде клина с боковыми плоскостями рабочей оконечности, обеспечивающие направление воздушно-звукового потока непосредственно на загруженное изделие, при этом перемещение клина-заслонки по направлению к соплу осуществляют по размеченной рисками шкале, как показано на рисунке 3.

Аэротермоакустическая обработка (АТАО) может проводиться в процессе охлаждения при отпуске или старении.

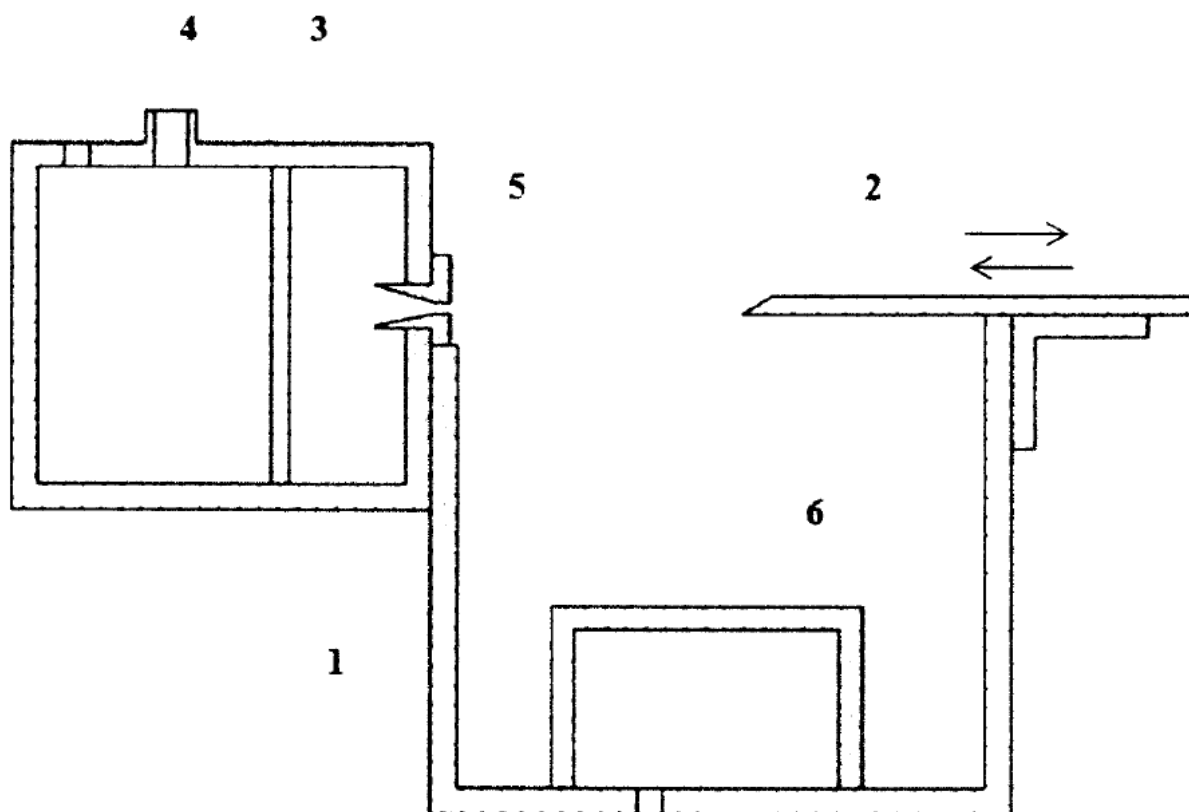


Рисунок 3 – Схема газоструйного генератора звука

Для достижения необходимого результата воздействия АТАО на свойства материалов нужно создать акустические поля с требуемыми амплитудно-частотными и мощностными характеристиками. Настройка ГГЗ осуществляется путем выбора положения клина, размеров критического сечения сопла и давления рабочего газа. Для заготовки из определенного сплава, при постоянных значениях двух последних параметров, характеристики акустических полей определяются положением клина относительно сопла. Оптимальное положение клина устанавливается исходя из вида сплава и режима его предшествующей обработки. При проведении каждого режима термической обработки с использованием ГГЗ требуется многократное перемещение клина с целью:

- установки заготовок в камеру;
- фиксации положения клина перед обработкой;

- извлечения заготовки из ресивера после окончания обработки.

Для обеспечения стабильности получаемых результатов обработки требуется устройство - индикатор перемещения клина для настройки режима АТАО.

Индикатор представляет собой линейку, установленную на поверхности клина. На линейке нанесены риски, фиксирующие размеры выступающей части клина за пределы резонатора, используемые при настройке на конкретный режим работы ГГЗ. Пример выбора режима обработки приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Выбор режима обработки

№ Режима	Давление в ресивере, $P_0$ , $10^5$ Па	Размер щели сопла, мм	Частота, Гц	Расстояние от конца клина до резонатора, мм
P1	2	$l_1-0,5$	250	$L_1=110$
P2	2	$l_1-0,5$	500	$L_2=240$

Для получения требуемых свойств при давлении  $P_0=2 \cdot 10^5$  Па, например, выбирается режим обработки - P1, обеспечивающий требуемые частотные характеристики и соответствующее ему обозначение положения клина  $L_1$  по таблице 1. Расстояние от конца клина до отметки равной  $L_1=110$  мм устанавливается по индикатору перемещением клина. При выбранном положении клина  $L_2=240$  мм режим обработки - P2 (таблице 1) изменяются амплитудно-частотные характеристики акустические поля. Наличие индикатора позволяет избежать ошибок при настройке ГГЗ.

Результаты механических испытаний образцов из стали 40Х, после стандартной закалки и отпуска с режимом АТАО по 2 схемам, представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты механических испытаний образцов из стали 40X

Режима обработки, марка стали	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Сталь 40X. Закалка, отпуск 250°C, с охлаждением по схеме – АТАО (P1)	1950	1690	10	28
Сталь 40X. Закалка, отпуск 200°C, с охлаждением по схеме – АТАО (P2)	1813	1643	4,7	9
Сталь 45X. Закалка, отпуск 200°C, с охлаждением в магнитном поле)	1960	-	-	8
Сталь 40X. СТО Закалка масло, отпуск 200°C	1760	1560	8	35

Приведенные результаты механических свойств показывают, что при АТАО по режиму P1 в процессе охлаждения при отпуске возрастает не только прочность, но и пластичность ( $\delta=10\%$ ) по отношению к свойствам стали, полученным после СТО и пластичность по сравнению с ТОМП. АТАО по режиму P2 (отличаются значения параметра L, мм и, как следствие f, Гц) по отношению к аналогичным параметрам АТАО по P1) механические свойства стали по прочности превышают значения, полученные после СТО, но при неудовлетворительных значениях пластичности.

Для сплавов на основе титана, алюминия и меди в качестве дополнительной упрочняющей обработки используется АТАО. Так свойства титанового сплава ТС6 после АТАО, по сравнению с его исходными свойствами в состоянии поставки повышаются при некотором росте и пластичности (таблица 3).

Аналогичное воздействие АТАО (при конкретном режиме обработки для каждого сплава) оказывает и на механические свойства сплавов на основе титана (BT14, BT6, BT23), алюминия Д1 (таблица 4) и меди БрНХК (таблица 5).

Представленные экспериментальные данные по механическим свойствам материалов, прошедших обработку на заявляемой установке однозначно свидетельствуют о ее работоспособности для достижения качественных и стабильных результатов. В настоящее время на опытной базе проводится изготовление подобных установок. Из чего следует, что

Таблица 3 - Свойства титанового сплава ТС6 после АТАО

№	Режим обработки	Режим АТАО			Механические свойства			
		Температура нагрева, °С	Уровень звукового давления, дБ	Среда лхладнения	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,05}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Холоднотянутая проволока диаметром 3,6 миллиметра (исходное состояние)	200	140	поток воздуха и акустическое поле	1341	1100	800	6,2
2		200	150	поток воздуха и акустическое поле	1345	1315	1236	5,1
3		200	160	-	1255	893	614	4,4
4	Холоднотянутая проволока диаметром 3,6 миллиметра			-	1288	-	-	2,1

Таблица 4 - Механические свойства сплава Д1 после АТАО И СТО

№	Вид предварительной обработки	Дополнительна обработка	Механические свойства		
			$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Закалка, старение 20°С	-	400	240	20
2		АТАО	440	290	26

Таблица 5 - Механические свойства БрНХК до и после АТАО

№	Вид предварительной обработки	Дополнительна обработка	Механические свойства		
			$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Состояние поставки (пруток)	-	681	460	3,2
2	Состояние поставки	АТАО 1	690	602	2,8
3		АТАО 2	693	535	3,2

применение установки позволяет повысить прочность по сравнению со СТО или исходными свойствами при необходимой пластичности, как для стали, так и для сплавов при обеспечении определенных значений и стабильности амплитудно-частотных характеристик ГГЗ.

## **Выводы по главе 1**

Проведя аналитические исследования по возможности использования перспективных технологических процессов термообработки для обработки маложестких гибких валов и возможности сочетания данных процессов с процессом термосиловой обработки, мы можем сделать следующие выводы:

1. Процесс термомагнитной обработки является перспективным технологическим процессом для термообработки маложестких гибких валов.
2. Метод термомагнитной обработки может сочетаться с термосиловой обработкой и позволит существенно повысить качество изготовления маложестких гибких валов.
3. Процесс аэротермоакустической обработки является перспективным технологическим процессом для термообработки маложестких гибких валов.
4. Метод аэротермоакустической обработки может сочетаться с термосиловой обработкой и позволит существенно повысить качество изготовления маложестких гибких валов.

## **Глава 2. Исследование и усовершенствование процесса термосиловой обработки**

### **2.1 Способ терромагнитной обработки маложестких валов для получения прочной и износостойкой структуры материала**

Перспективная технология терромагнитной обработки, изложенная в патенте РФ № 2737655 от 12.05.2020 автора Войнова К.Н., может быть основой для терромагнитной обработки маложестких валов.

Способ получения прочного износостойкого ферромагнитного или антиферромагнитного материала образца без примесей или легирования. Осуществляют нагрев упомянутого образца и его помещение в магнитное поле. Нагрев указанного образца проводят до парамагнитного состояния, после чего нагретый образец помещают с зазором 5 мм над постоянными тремя магнитами, расположенными в виде буквы N, до полного остывания. Упомянутые магниты образуют искривленное, вращающееся по спирали, магнитное поле. Обеспечивается повышение прочности и износостойкости образца без необходимости легирования.

Технология в основном относится к областям машиностроения и металлургии, изготавливающих заготовки/детали из стали, но в отличие от традиционных способов вообще без легирования для приборо- и машиностроения, но со структурами, обладающими существенно более прочными и износостойкими свойствами.

Существует очень много различных технологий как изготовления, так и упрочнения деталей, которые направлены на повышение надежности их работы в эксплуатации. Приведем ряд патентов, имеющих к этому отношение. Патент РФ №23554715 «Способ упрочнения деталей из конструкционных материалов», МПК-8, C21D 7/06, опубл. 10.05.2009, в котором использован метод пластического деформирования и ультразвуковой обработки. Патент РФ №2455368 «Способ упрочнения



поверхности изделия из стали», В24С 3/32, С21D 7/06, В24С 1/10, опубл. 10.07.2012, использована дробеструйная обработка. Патент РФ №1623854 Ф1 «Способ упрочнения ферромагнитных деталей», В24В 39/00 F04D 29/66, опубл. 1991.08.17. Использован соленоид, наносится ферромагнитная лента. Патент РФ №2078835 С1 «Способ упрочнения изделий и установка для его осуществления», воздействуют ТВЧ при остывании детали. Опубл. 05.10.1997. Патент РФ №2273672 «Способ упрочняющей обработки металлов, МПК С21D 1/04, опубл. 10.04.2006, использует электромагнитный индуктор и лазерное воздействие. Патент РФ №2516859 «Способ поверхностного упрочнения изготовленных из ферромагнитных материалов зубчатых колес и устройство его осуществления», опубл. 20.05.2014, использует переменное магнитное поле с определенной напряженностью и частотой. Патент WO 2015190943 А1 «Устройство для магнитной обработки материалов и/или веществ», используются магниты во вращающейся оправке, опубл. 2015-12-17.

В приведенных и иных подобных патентах не обеспечивается закручивание всей структуры любого материала по спирали, структура которого подчиняется воздействию на нее магнитного поля (в частности, вращающегося).

Цель технологии (на уровне открытия) - получать высокопрочную и износостойкую структуру из чистого (без примесей или легирования) материала.

Технический результат достигается путем воздействия на материал магнитного поля, которое создает закручивание структуры (например, по спирали), являющейся наиболее прочной и износостойкой в эксплуатации.

Краткие два пояснения о правильности предлагаемого технического решения проблемы. Первое: в природе человек встречает деревья, стволы которых закручены по спирали. Такие поленья исключительно трудно расколоть. Аналогичная ситуация с сучковатыми паленьями. Второе:

следовательно, делаем попытку закрутить внутреннюю структуру (на примере чистого железа, практически без примесей) по спирали.

Научные основы при этом следующие. Свойства: магнитная восприимчивость парамагнетиков положительна и значительно меньше единицы, а точка Кюри - температура, при которой вещество теряет свои ферромагнитные свойства. Для железа это  $770^{\circ}\text{C}$ . Поэтому, если нагреть железную/стальную заготовку до этой (или несколько выше) температуры, то далее ее охлаждение следует вести во внешнем искривленном магнитном поле, что приводит к обязательному перестроению структуры в спиралевидную или близкую к ней по форме из-за намагниченности. В частности, парамагнитные тела (парамагнетики) притягиваются к полюсам магнита. Значительно более устойчивы к сохранению требуемой структуры являются ферромагнетики и антиферромагнетики даже в отсутствии в дальнейшем внешнего магнитного поля, которое способствует упорядоченной ориентации магнитных моментов атомов.

В сильных магнитных полях или при низких температурах намагниченность парамагнитных диэлектриков стремится к насыщению. Многие положения о магнитах и их свойствах изложены, например, у авторов: Киттель Ч. (1963 г.), Вонсовский С.В. (1973 г.), Дорфман Я.Г. (1955 г.), Давыдов А.С. (1976 г.), Яворский Б.М., Пинский А.А. (1974 г.).

Теперь от общего описания перейдем к теории, в частности, рассматривая ситуацию, если под действием приложенной силы трещина не может распространяться в образце долго по прямой, а может двигаться по спирали из-за свойств структуры материала, полученной искусственным способом.

Эта часть была опубликована автором в сборнике научных трудов X Международной конференции «Трибология и надежность», которую проводил 27-30 октября 2010 года в Петербургском государственном университете путей сообщения (ISBN 978-5-7641-0266-5, УДК 531.8 и ББК К413).

В теоретико-числовом примере будет интересована величина работы по длине винтовой линии от нуля до максимального значения опытного образца, если бы разрушение шло по вертикали (то есть по прямой линии) и по одиночной тонкой винтовой линии (по спирали).

Общий вид исследуемого процесса возможного разрушения опытного образца представлен на рисунке 4.

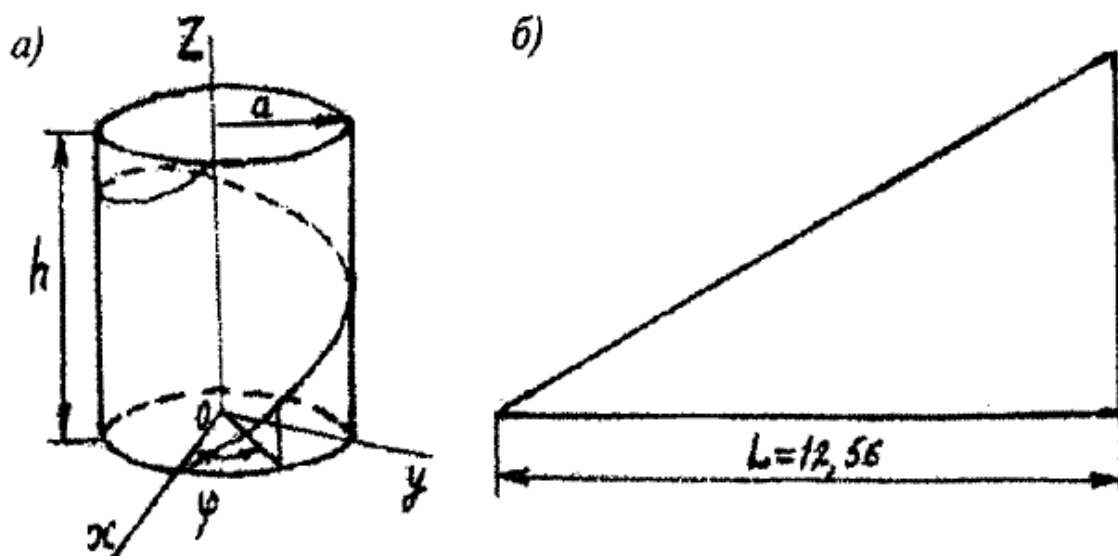


Рисунок 4 – Схема развития трещины в образце при разрушении: а – расчетная модель с винтовой линией; б – развертка цилиндра и линии

Положим, что аппликата винтовой линии растёт пропорционально углу поворота:  $x = a \cos \varphi$ ;  $y = a \sin \varphi$ ;  $z = b \varphi$ . Здесь  $b$  - коэффициент пропорциональности; пусть  $\varphi = 2\pi$ , а  $z = h$ , тогда  $z = h = 2\pi b$ . Если положить, что  $b = 1$ , то  $z = h = 2\pi = 6,28$  см. Исключим параметр  $\varphi$  из первого и второго, а затем из первого и третьего уравнений системы. Так как  $\varphi = z/b = z$ , то  $x^2 + y^2 = a^2$ ;  $x = a \cos z$  или  $x^2 + y^2 = 4$ , а  $z = 6,28$  см. Следовательно, винтовая линия есть пересечение кругового цилиндра с образующими, параллельными оси  $Oz$ , и цилиндрической поверхности с образующими, параллельными оси  $Oy$ , и

имеет направляющей косинусоиду, лежащую в плоскости  $Oxz$ . Проекция винтовой линии на плоскость  $Oxy$  - окружность, а на плоскость  $Oxz$  - косинусоида. Для радиуса цилиндрического образца  $R=a$ , равного 2 см, длина его развертки составит  $L=2\pi R=12,56$  см. Задавая значения  $z$  в пределах от нуля до  $h$ , для разных углов  $\phi$  найдем координаты винтовой линии на поверхности изображенного на рисунке 4 цилиндра (таблица 6).

Угол наклона прямой линии на развертке цилиндра  $\alpha$  определяется из зависимости  $\operatorname{tg}\alpha=h/2\pi a$ . При продолжении вычислений для  $\phi$  в интервале от  $\pi$  до  $2\pi$  значения  $x$  и  $y$  будут периодически повторяться приведенным в таблице 6, но с соответствующими знаками. Рост аппликаты будет происходить до значения 6,28. Любую текущую точку кривой типа  $M(x,y,z)$  можно описать ее «следящим» радиусом-вектором  $r=x_i+y_j+z_k$ , где  $i, j, k$  - орты, а  $x, y, z$  - текущие координаты. При движении скола материала по винтовой линии для координат  $x=\theta(t)$ ,  $y=\psi(t)$ , и  $z=\chi(t)$  можно записать векторное уравнение линии в виде:  $r=f(t)$ , где  $f(t)=i\theta(t)+j\psi(t)+k\chi(t)$  - вектор-функция скалярного аргумента  $t$ . Если в качестве скаляра выбрать угол поворота  $\phi$ , то для исходных уравнений  $x=2\cos\phi$ ,  $y=2\sin\phi$  и  $z=\phi$  запишем, что  $r=i2\cos\phi+j2\sin\phi+k\phi$ .

Уравнение касательной в точке  $M_0(2; 0; 0)$  при  $\psi=0$  определится вектором  $(dr/d\phi)_{M_0}=0i+2j+1k$ , то есть получаем:  $(x-2)/0=(y-0)/2=(z-0)/1$ , имеющее два уравнения:  $(x-2)/0=(y-0)/2$  и  $(x-2)/0=(z-0)/1$ .

Откуда  $x=2$ . Задав шаг для угла поворота винтовой линии, равным  $(1/24)\pi$ , найдем уравнения касательных во всех точках величины  $h$  - высоты образца (таблица 7).

Знаменатели дробей в полученных уравнениях являются направляющими коэффициентами  $l, m, n$ . Обозначив через  $\alpha, \beta$  и  $\gamma$  углы, образуемые каждой касательной в точках винтовой линии, и учитывая, что  $\cos\alpha, \cos\beta, \cos\gamma$  - направляющие косинусы вектора  $s$ , находим, что  $l=\operatorname{scos}\alpha$ ,  $m=\operatorname{scos}\beta$ ,  $n=\operatorname{scos}\gamma$ , где  $s=(l^2+m^2+n^2)^{1/2}\neq 0$  дает длину вектора  $s$ .

Таблица 6 – Расчетные координаты точек винтовой линии

$z$	$\varphi=2\pi z$	$\cos\varphi$	$x=2\cos\varphi$	$\sin\varphi$	$y=2\sin\varphi$	$h=2\pi z$
1/24	$\pi/12$	0,966	1,932	0,259	0,518	0,262
1/12	$\pi/6$	3/2	1,732	0,5	1	0,523
1/8	$\pi/4$	0,707	1,414	0,707	1,414	0,785
1/6	$\pi/3$	0,5	1	3/2	1,732	1,047
1/4,8	$\pi/2,4$	0,259	0,518	0,966	1,932	1,308
1/4	$\pi/2$	0	0	1	2	1,57
3,5/12	$3,5\pi/6$	-0,259	-0,518	0,966	1,932	1,832
1/3	$2\pi/3$	-0,5	-1	3/2	1,732	2,093
3/8	$3\pi/4$	-0,707	-1,414	0,707	1,414	2,355
5/12	$5\pi/6$	-0,866	-1,732	0,5	1	2,617
5,5/12	$5,5\pi/6$	-0,966	-1,932	0,259	0,518	2,878
1/2	$\pi$	-1	-2	0	0	3,14

Таблица 7 – Расчетные уравнения касательных в точках винтовой линии

№	$x$	$y$	$y=2\pi z$	$\varphi$	Уравнение касательных
1	1,932	0,518	0,262	$\pi/12$	$(x-1,932)/-0,518=(y-0,518)/1,9328=(z-0,262)/1$
2	1,732	1	0,523	$\pi/6$	$(x-1,732)/-1=(y-1)/1,732=(z-0,523)/1$
3	1,414	1,414	0,785	$\pi/4$	$(x-1,414)/-1,414=(y-1,414)/1,414=(z-0,758)/1$
4	1	1,732	1,047	$\pi/3$	$(x-1)/-1,732=(y-1,732)/1=(z-1,047)/1$
5	0,518	1,932	1,308	$\pi/2,4$	$(x-0,518)/-1,932=(y-1,932)/-0,518=(z-1,308)/1$
6	0	2	1,57	$\pi/2$	$(x-0)/-2=(y-2)/1=(z-1,57)/1$
7	-0,518	1,932	1,832	$3,5\pi/6$	$(x+0,518)/-1,932=(y-1,932)/-0,518=(z-1,932)/1$
8	-1	1,732	2,093	$2\pi/3$	$(x+1)/-1,732=(y-1,732)/1=(z-2,093)/1$
9	-1,414	1,414	2,355	$3\pi/4$	$(x+1,414)/-1,414=(y-1,414)/-1,414=(z-2,355)/1$
10	-1,732	1	2,617	$5\pi/6$	$(x+1,732)/-1=(y-1)/-1,732=(z-2,617)/1$
11	-1,932	0,518	2,878	$5,5\pi/6$	$(x+1,932)/-0,518=(y-0,518)/-1,9328=(z-2,878)/1$
12	-2	0	3,14	$\pi$	$(x+2)/1=(y-0)-2=(z-3,14)/1$

Тогда  $\cos\alpha=1/s$ ,  $\cos\beta=m/s$ ;  $\cos\gamma=n/s$ , причем сумма  $\cos^2\alpha+\cos^2\beta+\cos^2\gamma=1$ . Следовательно, для первой строки таблицы 7 имеем:  $s=\sqrt{(-0,518)^2+1,932^2+1,02^2}=2,236$ . Или иначе  $\cos\alpha=(-0,518)/2,236$ ;  $\cos\beta=1,932/2,236$ ;  $\cos\gamma=1,0/2,236$ . Значения углов будут:  $\alpha=\arccos(-0,2316636)=103^\circ39'$ ,  $\beta=30^\circ22'$ ,  $\gamma=63^\circ43'$  (таблица 8). В таблицах 7 и 8 даны расчетные значения по касательным, углам и вектору S.

Таблица 8 – Углы направляющих косинусов и длины вектора

№	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$	S	№	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$	S
1	103°39'	30°22'	63°43'	2,236	7	149°77'	103°40'	63°43'	2,236
2	116°52'	39°23'	63°43'	2,236	8	140°77'	116°52'	63°43'	2,236
3	129°23'	50°77'	63°43'	2,236	9	129°23'	129°23'	63°43'	2,236
4	140°77'	63°43'	63°43'	2,236	10	116°52'	140°77'	63°43'	2,236
5	149°77'	76°60'	63°43'	2,236	11	103°39'	149°77'	63°43'	2,236
6	153°44'	90°	63°43'	2,236	12	90°	153°44'	63°43'	2,236

Зная углы  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ , можно записать прямую в точке касания в виде: Так как атомы имеют возможность колебаться около своих нейтральных положений, то характер движения по закону Ньютона будет: где  $k$  - коэффициент пропорциональности со знаком минус, так как направление действия силы противоположно по знаку смещению  $x$ .

Уравнение гармонического колебательного процесса:  $x = A \sin(\omega t + \phi)$ . Начальную фазу  $\phi$  колебаний атомов (таблица 9) получаем, используя случайные числа с равномерным видом распределения. Сила сопротивления разрушению будет при лобовом столкновении и падает до минимума при удалении до половины межатомного расстояния. Период колебаний определяется длиной межатомного расстояния. Сокращая расчеты, разобьем высоту образующей цилиндра на 24 части, то есть  $6,28:24=0,262$  см.

Таблица 9 – Начальные фазы  $\phi$  колебаний атомов решетки

21°8'	74°4'	76°2'	20°1'	0°4'	86°4'	56°4'	34°2'	4°3'	21°8'
5°8'	65°7'	49°8'	40°2'	21°5'	0°4'	84°4'	20°5'	59°4'	21°5'
48°1'	70°5'	70°4'	45°9'	40°2'	21°5'	63°5'	30°4'	0°3'	40°2'
40°2'	73°7'	48°5'	51°7'	45°9'	15°5'	88°8'	3°7'	75°2'	45°9'
76°6'	48°0'	67°5'	27°2'	51°7'	50°2'	83°1'	30°8'	18°1'	51°7'
16°7'	33°1'	18°5'	34°5'	27°2'	39°8'	53°2'	65°8'	13°2'	27°2'
51°2'	68°2'	23°7'	86°4'	34°5'	29°8'	33°5'	36°0'	31°9'	34°5'

Длину винтовой линии с тем же шагом также условно делим на части. Так как шаг вычислений принят 0,262 см, что соответствует условному расстоянию «а» между атомами решетки, то значение амплитуды колебания не превысит  $0,5a=0,131$  см при периоде 0,262 см. Для точки массой  $m$ ,

движущейся по винтовой линии, легко найти величину и направление силы как функцию расстояния (прямая задача механики), учитывая уравнения:  $x=a\cos\phi$ ,  $y=a\sin\phi$ ,  $z=b\phi$ . При этом при движении по винтовой линии  $x=a\cos\omega t$ ,  $y=a\sin\omega t$ ,  $z=bt$ . Проекции силы на координатные оси находятся после двойного дифференцирования по  $x$ ,  $y$ ,  $z$ . Для пространственной кривой работа силы определяется через криволинейный интеграл второго рода:

Нас интересует величина работы по длине винтовой линии от 0 до 12,56 см с учетом, что  $b=1$ ,  $\phi=0\dots 2\pi$ . При движении разрушения по вертикали расчетное значение величины  $A$  составляет 12,56 ед., что в 1,57 раз меньше. Следовательно, технологически обеспечивая характер разрушения материала по винтовой линии, существенно повышаем прочностные и, как показали эксперименты, износостойкие характеристики образцов.

Это полученное теоретическое увеличение соответствует только одной тонкой винтообразной линии, которых реально очень много, что кратно увеличит достигаемый положительный эффект.

По объективным причинам эксперименты проведены в сильно упрощенном варианте при использовании стационарно расположенных трех постоянных магнитов (без их вращения). Магниты очень сильные, так как одноименные полюса руками до контакта было не соединить. Размеры магнитов такие: длина 82 мм, ширина 14 мм и высота 15 мм. Пространственно три магнита (в виде зубьев обычной пилы, как буква N) примагничивались к железной платформе стенда, на котором проводились эксперименты.

Диаметры опытных образцов в виде цилиндрических прутков были равны 10 мм и содержали чистого железа более 99,74%. Для нагревания образцов применялась муфельная печь. После нагревания до 790...800°C образец вынимался из печи и располагался над постоянными магнитами с зазором около 5 мм. Образец обрабатывался магнитным полем до остывания. Характер расположения магнитных силовых линий (без воздействия температуры нагрева) у трех магнитов зрительно представлял картину (по

насыпанным на пленку металлическим опилкам), напоминающую две состыкованные половинки синусоиды/косинусоиды. Испытание на износостойкость образцов проводилось в триботехнической лаборатории на стенде автора, установленном в помещении завода «Композит» в Санкт-Петербурге. Испытание на разрыв проводилось на специализированном стенде (универсальная испытательная машина AG-59kNX серии Shimadzu Autograph AG-X производство - Япония при нагрузке 50 кН на растяжение) в лаборатории по сопротивлению материалов (ЛИИЖТ, ныне ПГУПС, г. Санкт-Петербург). Результаты полученных сравнительных испытаний, обработанных по весьма усеченному способу с использованием воздействий магнитов по отношению к образцам из практически чистого без примесей железа, такие: по износостойкости лучше в 8,2 раза; по прочности лучше в 6,14 раза. Следовательно, при обработке изделий именно во вращающемся по спирали магнитном поле есть все основания полагать еще больший положительный эффект даже больший, чем имеем при легировании.

Дополнительные преимущества описанного способа: не надо добывать различные руды, чтобы из них изготавливать легирующие добавки в стали, а возможно, и в другие материалы, на которые может эффективно воздействовать вращающееся магнитное поле.

## **2.2 Прогрессивный техпроцесс термосиловой обработки многоступенчатых маложестких валов**

«В современном машиностроении, при обработке маложестких деталей (МЖД) типа «Вал», все чаще находит применение операция термосиловой обработки (ТСО). Данная операция заключается в создании осевой пластической деформации при термообработке (закалке, отпуске) МЖД. Существенным преимуществом применения операции ТСО, является снижение уровня и равномерное распределение внутренних напряжений в материале маложесткого вала, причем зачастую наблюдается осевая



ориентация внутренней структуры заготовки. Такой эффект применения ТСО позволяет повысить точность МЖД и увеличить в несколько раз производительность ее изготовления, за счет замены 5-6 промежуточных отпусков при существующей технологии, одной ТСО по новой технологии» [60].

«Для достижения данного эффекта, необходимо управлять параметрами ТСО непосредственно в ходе обработки. В процессе проведения операции ТСО изменяются следующие параметры: температура, величина продольной и поперечной деформации. Данное изменение связано с изменением физико-механических свойств материала заготовки, при изменении температуры в ходе обработки. Кроме этого, величина изменения продольной и поперечной деформаций напрямую связана с геометрическими параметрами МЖД – длиной и площадью поперечного сечения. При этом следует учитывать данные изменения для каждой ступени малоожесткого вала в отдельности. Поэтому управление данным комплексом взаимосвязанных параметров в ходе ТСО возможно только с применением САУ данным процессом» [60].

«Процесс пластической деформации, лежащий в основе термосиловой обработки (ТСО) имеет ряд особенностей. Одна из них это зависимость сопротивления деформации в данный момент времени от истории деформации - технологической наследственности, т.е. от закона развития деформации во времени. Сопротивление пластической деформации нельзя задать в виде  $\sigma=f(\varepsilon)$ , т.е. как функцию от степени деформации при данной фиксированной температуре. Если достичь заданной  $\sigma=0,2\%$  и далее обеспечить  $\varepsilon = const$ , то напряжение будет уменьшаться, хотя степень деформации останется неизменной. Это свидетельствует о том, что единой формулы типа  $\sigma=f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$  не существует. Существующие уравнения моделей неупругих тел и их решения показывают, что напряжение  $\sigma$  не определяется значением  $\varepsilon$  в данный момент времени, а зависит от функции скорости деформации  $\varepsilon(t)$ . Допущение, что время релаксации постоянно для металлов,

не соответствует экспериментальным данным. Нельзя считать известной функцию  $\sigma=f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, t)$ , если в заданный момент времени известны величина  $\varepsilon$  и скорость  $\dot{\varepsilon}$  деформации, и температура  $T^0$ . Деформация до определенной величины может быть осуществлена различными путями, т.е. при одной и той же величине деформаций, напряжения имеют существенно иные величины» [60].

«Сами факты ползучести и релаксации показывают, что нет единой функции  $\sigma=f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, t)$ , а попытки получить такого рода формулы, обречены на неудачу. В чем тут суть вопроса. На участке установившейся податливости при  $\varepsilon = \text{const}$  степень деформации возрастает, а  $\sigma$  остается постоянным. Если бы при  $\varepsilon = \text{const}$  напряжение  $\sigma$  было бы функцией  $\varepsilon$ , то была бы достигнута величина  $\varepsilon$ , соответствующая данному  $\sigma$ , и податливость не происходила. Однако это не верно. При релаксации  $\varepsilon = \text{const}$  и  $\dot{\varepsilon} = \text{const} = 0$ , а  $\sigma$ , тем не менее, изменяется, от начальной может быть очень большой величины до весьма малых величин. Понятно, что если бы имело место  $\sigma=f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ , то при  $\varepsilon = \text{const}$  получили бы и  $\sigma = \text{const}$ , т.е. релаксация не происходила бы. Если за время  $t$  произошла деформация  $\varepsilon_0$ , то  $\sigma$  не определяется ни величиной  $\varepsilon$ ; ни величиной  $\varepsilon_0$ , так как и не является функцией двух и более переменных, а зависит от всей функции  $\varepsilon(t)$ .» [60].

«Целесообразно остановиться на технологических проблемах, связанных с управлением ТСО (отпуск, нормализация и т.д.) с учетом прочностных характеристик и физмехсвойств обрабатываемого материала. Для минимизации уровня остаточных напряжений необходимо управлять текущими параметрами процесса ТСО. Трудность в выборе управляемых параметров состоит в том, что нет однозначных зависимостей между текущими и конечными параметрами в процессе ТСО. За основные (доминирующие), параметры управления были приняты – температура ( $T$ ), продольная деформация ( $\varepsilon_1$ ), поперечная деформация ( $\varepsilon_2$ ), скорость деформации ( $\dot{\varepsilon}$ )» [60].

«Процесс термосиловой обработки необходимо разбить на три этапа - нагрузки, выстоя и разгрузки. Каждый из этапов требует своего технологического приема, в зависимости от прочностных характеристик металла. Так, существует стандартная технология таких операции как отпуск и т.д., температурный режим таких операции известен, но как правило этот режим назначается из задач металловедения, а не технологии обработки маложестких деталей, связанных с короблением. Снижение уровня остаточных напряжений, как правило, приводит к короблению деталей в процессе отпуска или отжига, а дальнейшее исправление криволинейности вводит свои неоднородные остаточные напряжения и т.д.» [60].

«Целью данной ТСО является минимизация и стабилизация остаточных напряжений в продольном и поперечном направлениях длинномерной детали. Для достижения данной цели необходимо решить один из главных вопросов, при какой температуре проводить термосиловую обработку. Для конструкционных сталей характерно наличие участков со слабой зависимостью предела текучести от температуры, причем такие участки лежат в интервале  $(0,15-0,25) T_{пл}$  или проходит через него, а некоторые стали (40X), имеют участки повышенного значения предела текучести при нагреве. Для изделия из таких сталей требуется особо тщательно выбирать ту величину пластической деформации, на которую скачкообразно и локально деформируются микрообъемы металла при выходе за предел упругости, т.е. критическая деформация для различных материалов разная, но не превышает 4%. При переходе за предел текучести одновременного охвата пластической деформацией всего объема металла не происходит, это происходит до тех пор, пока все микрообъемы металла не окажутся охваченными пластической деформацией критической величины. Только после этого возможна одновременная деформация всего объема материала. Данная величина зависит от размера зерна, термической обработки, скорости и величины деформирования и т.д.» [60].

«Были проведены экспериментальные исследования, в результате которых были определены оптимальные с точки зрения равномерности протекания пластической деформации технологические режимы для основных видов конструкционных материалов. В результате проведенных исследований выявлена существенная зависимость равномерности деформации от степени и скорости деформации. Заметное повышение равномерности деформирования отмечено при степенях деформации более 0,8 %. Скорости деформации более 40мм/мин. Влияние температуры на величину равномерности деформации, помимо существенного изменения физико-механических свойств материала, обусловлено диффузионными процессами, влияние которых становится значимым при  $T > 400^{\circ}\text{C}$ .» [60].

«Процесс равномерной деформации справедлив при условии  $\varepsilon_1 = \mu\varepsilon_2$ , контроль же за локализацией деформации на определенном участке вала (например, в зонах и узлах пучности высших гармоник) при нагреве возможен только в поперечном сечении, т.к. измерение относительной осевой продольной деформации при ТСО невозможно из-за отсутствия технических средств измерений. Согласно разработанной технологии ТСО изделие растягивают (например, при температуре со слабо выраженной зависимостью упругости от температуры) до желаемой степени деформации с высокой скоростью, затем, если равномерность пластической деформации неудовлетворительна, участки с высокой степенью деформации быстро охлаждают, а слабо деформированные нагревают и с получением заданной деформации температуру снова повышают до прежнего значения и так повторяют до тех пор пока не обеспечат равномерное деформирование всего объема металла по всей длине изделия, при этом скорость деформации во время охлаждения и нагрева снижают 2-3 раза. Таким образом, рассмотренный этап ТСО позволяет устранить технологическую наследственность от предыдущих операций, стабилизировать уровень остаточных напряжений в сечении и по длине изделия, создавая при этом остаточные напряжения одного знака, одновременно провести правку

длинномерных заготовок, если в процессе предыдущих операции изделие покорибилось» [60].

«На втором, а особенно третьем этапе ТСО - разгрузке, могут появиться, новые остаточные напряжения за счёт несовместимости упругих и пластических деформаций. Пределы текучести с понижением температуры резко возрастают, особенно в интервалах  $T = (250-20)^\circ\text{C}$ , а следовательно, единственно приемлемым технологическим приёмом является автоматическое управление термосиловой разгрузкой, когда контролируется и управляется внешняя нагрузка возникавшая, при охлаждении изделия, скорость охлаждения» [60].

«Разгрузка производится при переменном значении температуры, поэтому величина осевого усилия с целью минимизации времени релаксации и уровня остаточных напряжений, изменяются в функции изменения температуры» [60].

«В соответствии, с ранее, сказанным был разработан алгоритм работы САУ ТСО, который представлен на рисунке 5. Данный алгоритм описывает изменение управляемых параметров температуры ( $T$ ), продольной деформации ( $\epsilon_1$ ), поперечной деформации ( $\epsilon_2$ ), скорости деформации ( $\dot{\epsilon}$ ) в процессе ТСО» [60].

«САУ начинает свою работу при достижении температуры  $T_1$ , что соответствует приблизительно  $150-200^\circ\text{C}$ . При данной температуре система включает в работу привод осевой деформации и переходит на функционирование в режиме нагрева. В начальный момент времени происходит деформация маложесткой детали с высокой скоростью на величину 70-80% от требуемой величины деформации. Скорость деформирования для каждого материала различна и соответствует зоне скоростей деформаций множественного скольжения. Как правило, данная зона скоростей деформации превышает 40мм/мин. Далее САУ переключается на работу в области малых скоростей деформации, а после выхода на режим выстоя, на работу в режиме «ползучести»» [60].

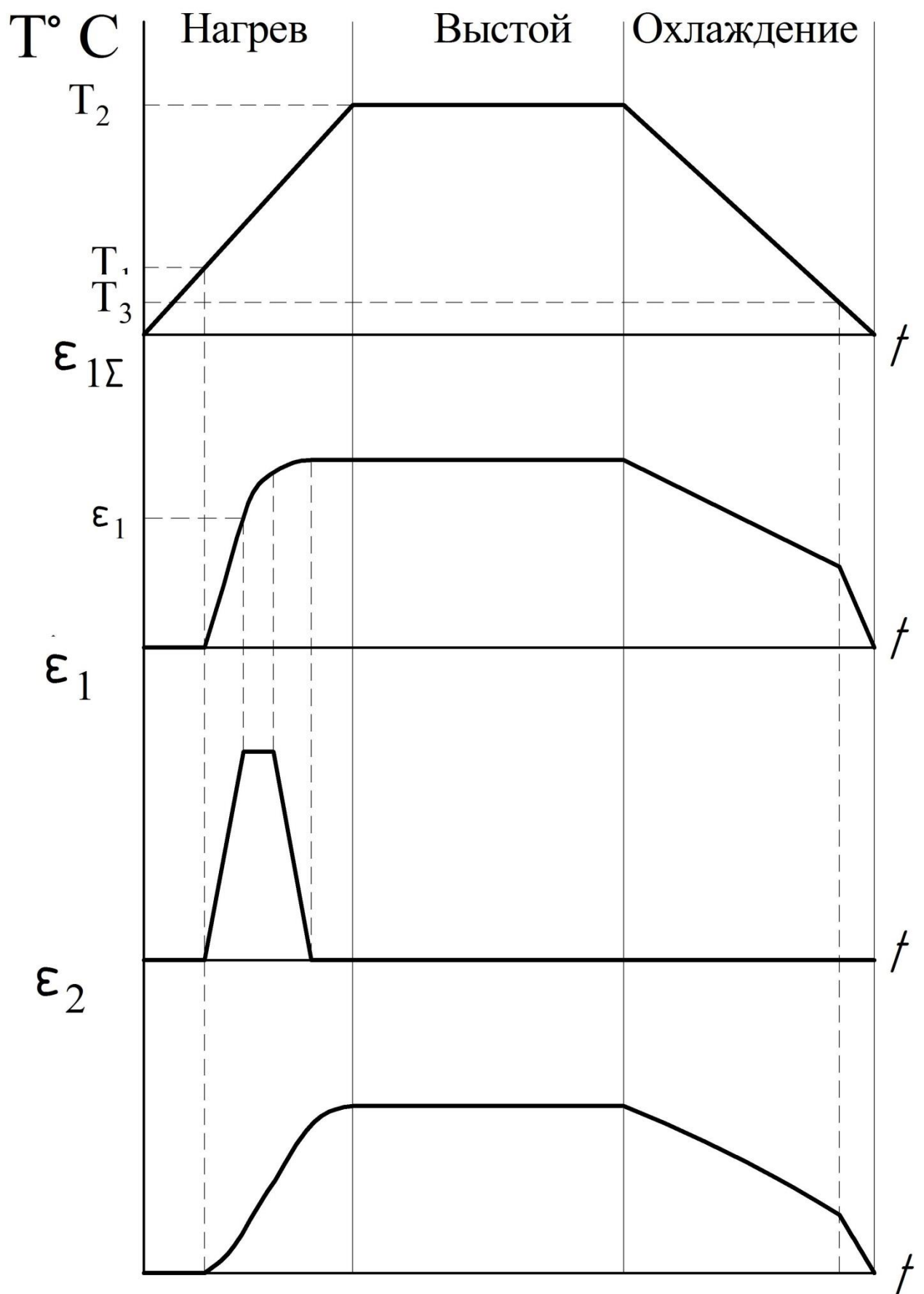


Рисунок 5 – Алгоритм проведения термосиловой обработки

«При достижении температуры  $T_2$  САУ переключается на функционирование в режиме выстоя. На данном режиме наблюдается стабилизация температуры, величины продольной и поперечной деформации, при практически нулевой скорости деформации. После равномерной деформации в осевом и поперечном направлениях малошесткого вала система переключается в режим охлаждения. Происходят изменения величин деформации в функции изменения температуры. При достижении температуры  $T_3$ , что приблизительно соответствует  $100-150^{\circ}\text{C}$ , система останавливает свою работу» [60].

«На рисунке 6 представлена функциональная схема САУ ТСО, позволяющая управлять параметрами процесса в ходе обработки. Представленная САУ построена по принципу многоканальной системы управления с обратной связью по температуре и поперечной деформации. Количество каналов может быть различным и зависит от числа ступеней малошесткого вала. Кроме этого, имеется канал управления с обратной связью общей величиной и скоростью продольной деформации» [60].

«Рассмотрим устройство и работу САУ ТСО более подробно. Базовыми элементами данной функциональной схемы процесса ТСО, являются многосекционная печь 1 и стапель 2 (показан условно). Размеры секции печи 1 не одинаковы и изменяются в зависимости от длины ступеней обрабатываемого вала 3. Внутри каждой секции для контроля температуры установлены термопары 4,5,6. Каждая секция имеет независимый нагревательный элемент 7,8,9, которые создают и поддерживают необходимую температуру в каждой из секций. Для контроля величины поперечной деформации в каждой секции установлены пневмоизмерители 10,12,14 на опорах-призмах 11,13,15. Давление воздуха в пневмоизмерителях поддерживается компрессором 17, который постоянно нагнетает давление в пневмо-распределительной магистрали 16, по которой оно передается пневмоизмерителям. Общее осевое усилие создает привод 18» [60].

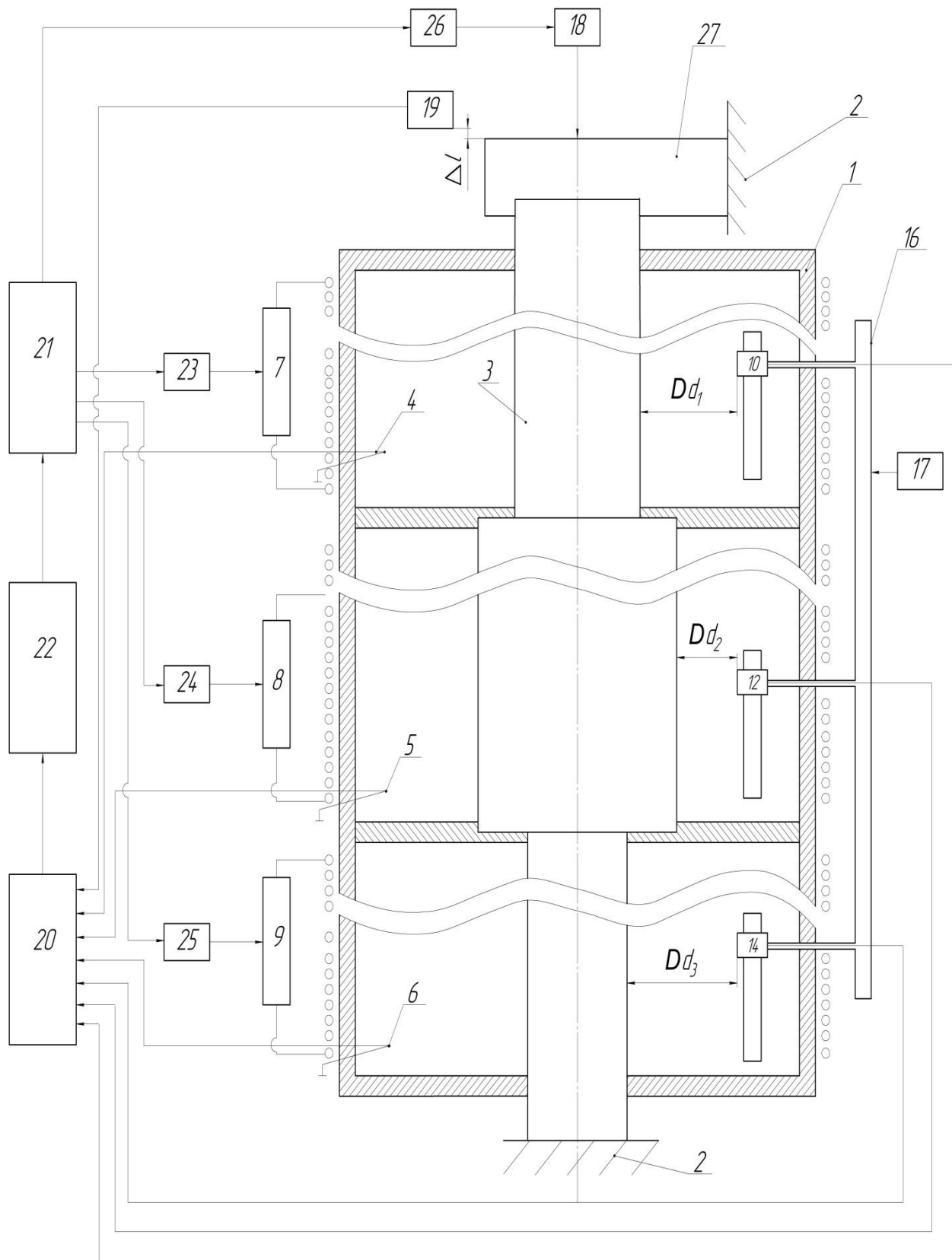


Рисунок 6 – Функциональная схема САУ ТСО



«В качестве осевого привода целесообразнее всего использовать гидравлический привод, так как он способен обеспечивать быстрое и бесступенчатое регулирование величины осевого усилия, способен обеспечить требуемое усилие, является компактным. Контроль величины осевой деформации осуществляется бесконтактным токовихревым датчиком линейных перемещений 19» [60].

«Работой САУ управляют многовыходовые усилители-преобразователи 20,21, программное обеспечение, установленное на персональном компьютере 22, блок управления приводом осевой деформации 26, блоки управления нагревательными элементами 23,24,25. Многовыходовой усилитель-преобразователь 20 представляет собой многовыходовой дифференциальный усилитель и аналогово-цифровой преобразователь, выполненные в едином блоке. Его функция заключается в усилении аналоговых сигналов, поступающих каждый на соответствующий вход от термопар 4,5,6, пневмоизмерителей 10,12,14 и датчика линейных перемещений 19, и преобразовании их в цифровую форму. Выходной канал усилителя-преобразователя 20 связан с USB1 портом персонального компьютера 22» [60].

«Многовыходной усилитель-преобразователь 21 представляет собой цифро-аналоговый преобразователь и многовыходной дифференциальный усилитель, выполненные в едином блоке. Входной канал усилителя-преобразователя 21 связан с USB2 портом персонального компьютера 22. Его функция заключается в преобразовании цифрового сигнала управления, поступающего с персонального компьютера 22 в аналоговый сигнал, его усиление и передача с соответствующего выхода либо на блоки управления нагревательными элементами 23,24,25, либо на блок управления приводом осевой деформации 26. Работой персонального компьютера 22 управляет специальное программное обеспечение, содержащее необходимое математическое обеспечение, базы данных и т.д., позволяющее реализовать алгоритм проведения ТСО, для МЖД различных конфигураций и

геометрических размеров, выполненных из различных материалов, с учетом постоянного изменения их свойств, при изменении температуры обработки. По сути, программное обеспечение в данном случае заменяет собой функции контроллера, датчиков и сравнивающих устройств, необходимых для нормального функционирования САУ с обратной связью. Блоки управления нагревательными элементами 23,24,25 представляют собой автоматические реостаты, позволяющие изменять нагрузку в цепи соответствующего нагревательного элемента 7,8,9, а соответственно регулировать силу тока в нагревательном элементе и температура в секции печи» [60].

«Блок управления приводом осевой деформации 26 представляет собой комплекс электрогидравлических устройств, преобразующих управляющий электрический сигнал в изменение давления в приводе осевой деформации 18, и как следствие в изменение осевого усилия. Рассмотрим работу управляющих контуров САУ ТСО. Первый управляющий контур – контур управления температурой в секциях печи 1. В процессе обработки ТСО имеются три стадии обработки: нагрев, выстой и охлаждение» [60].

«В процессе нагрева МЖД 3 нагревается от температуры окружающей среды ( $T_0$ ) до температуры закалки или отпуска ( $T_1$ ) при помощи нагревательных элементов 7,8,9. При этом различные ступени вала, вследствие их различных геометрических параметров, требуют их нагрева до температуры  $T_1$  за различное время. Для реализации данного требования все нагревательные элементы имеют независимые цепи управления. Требуемая температура нагрева каждой ступени, в каждый конкретный момент времени задается программным обеспечением персонального компьютера (ПК) 22. Термопары 4,5,6 контролируют температуру, каждая в соответствующей секции печи и передают сигнал каждая на соответствующий вход многоходового усилителя-преобразователя 20. Который, усиливая и преобразовывая сигнал в цифровую форму, через порт USB1 передает его на ПК. При помощи программного обеспечения принятый сигнал сравнивается с заданным по алгоритму работы» [60].

«Полученная разность данных сигналов является управляющим сигналом, который через USB2 ПК поступает на вход многовыходного усилителя-преобразователя 21. Данный блок преобразует цифровой сигнал в аналоговый, усиливает, и передает, через соответствующий выход, на вход соответствующего блока управления нагревательными элементами 23,24 или 25. Данные блоки, преобразуя управляющий сигнал в изменение силы тока в нагревательном элементе 7,8,9, изменяют температуру в соответствующей секции. В процессе работы контура управления температурой нагрева ПК 22 осуществляет последовательный опрос каждого входа многовыходного усилителя-преобразователя 20 в соответствии с алгоритмом, и соответственно последовательно выдает управляющие сигналы для исполнительных устройств. Другими словами в каждый конкретный момент времени управление производится только для одной из секций и только по одному из параметров, например - температуре. Можно сказать, что быстродействие такой системы невелико, однако процессы, происходящие при ТСО достаточно инерционны, и время изменения параметров обработки почти на два порядка медленнее, поэтому функционирование САУ по данному алгоритму вполне оправдано, так как позволяет существенно упростить ее устройство и сделать более дешевой. При достижении каждой из секций температуры  $T_1$  САУ переходит на функционирование по режиму выстоя. На данном режиме происходит выдержка МЖД при постоянной температуре в течение определенного времени. По его окончании система переходит в режим охлаждения. Работа САУ на режимах выстоя и охлаждения аналогична работе на режиме нагрева» [60].

«Второй управляющий контур – контур управления величиной поперечной деформации функционирует следующим образом. Количество пневмоизмерителей 10,12,14 определяется количеством нагревательных элементов. Пневмоизмерители, вмонтированы в опоры-призмы 11,13,15, в глубине угловой впадины, которая служит одновременно, как измерительная база, и как направляющая для загрузки заготовки, длина её определяется

длиной секций. Опора-призма имеет в своём корпусе обитую магистраль 16, питания пневмоизмерителей воздухом, который нагнетается, с определённым, заранее заданным, давлением, компрессором 17. В зависимости от изменения зазора  $d$  (между торцом бесконтактного пневмоизмерителя и наружной поверхностью заготовки 3), изменяется и расход воздуха в канале пневмоизмерителя. С изменением зазора линейно меняется и расход воздуха. Сигнал об изменении расхода поступает на соответствующий вход многовходового усилителя-преобразователя 20, который передаёт преобразованные сигналы на ПК 22. Последний формирует сигналы управления на нагревательные элементы 7,8,9, аналогично контуру управления температурой, что позволяет контролировать приращение диаметров ступеней заготовки 3 на контролируемых участках с учётом знака. Программа отключает нагрев в случае утонения контролируемого участка и поддерживает температуру нагрева в тех участках, где не произошло пластической деформации всего объёма материала на одну и ту же величину, т.е., когда утонения всех контролируемых участков не будет одинаковым. После этого вся система переходит в режим выстоя, а затем охлаждения. После окончания работы при достижении наперёд заданной минимальной температуры (например,  $100^{\circ}\text{C}$ ), САУ отключается» [60].

«Третий контур управления – контур управления величиной и скоростью осевой деформации. Величину осевого пластического деформирования заготовки, относительно стапеля, контролирует измеритель линейных осевых перемещений 19, который представляет собой токовихревой датчик и жёстко крепится на стапеле 2. Величина осевого пластического деформирования преобразованная, в электрический сигнал измерителем 19, передается на соответствующий вход многовходового усилителя-преобразователя 20. Который, усиливая и преобразовывая сигнал в цифровую форму, через порт USB1 передает его на ПК. При помощи программного обеспечения принятый сигнал сравнивается с заданным по

алгоритму работы. Полученная разность данных сигналов является управляющим сигналом, который через USB2 ПК поступает на вход многовыходного усилителя-преобразователя 21. Данный блок преобразует цифровой сигнал в аналоговый, усиливает, и передает, через соответствующий выход, на вход соответствующего блока управления приводом осевой деформации 26, провод 18 изменяет величину и скорость продольной деформации в соответствии с величиной управляющего сигнала. На режиме выстоя происходит отключении контура осевого деформирования, силовой привод 18 приходит в режим торможения, замыкая механизм захвата 27 на ступень 2. В этом режиме обеспечивает равенство температуры нагрева заготовки по её всей длине, в течении заданного времени выдержки, что обеспечивает осевую деформацию в материале и ориентацию зёрен в направлении силового поля. При остывании принцип работы системы аналогичен режиму нагрева. После достижения заданной температуры данный контур также отключается» [60].

Качество обработки маложестких валов достигается формированием внутренней осенаправленной текстуры материала, существенно снижающей возможность коробления заготовки. В последнее время, предлагаются различные способы обработки магнитных сталей при термообработке, с использованием сильных электромагнитов, разворачивающих зерна в направлении действия силовых линий магнитного поля. Данный метод может сочетаться с термосиловой обработкой, с целью повышения ее качества.

Рассмотрим данный метод подробнее. Метод термосиловой обработки маложестких валов в магнитном поле, представлен в виде алгоритма, изображенного на рисунке 7. Как видно из данного рисунка, с точки зрения управления термообработкой, процесс разделен на три основных фазы – нагрев, выстой и охлаждение. С этой точки зрения термообработка имеет две критические температурные точки. Первая,  $T_1$  – характеризует начало и конец воздействия управляющей системы. Эта температура зависит от физических свойств материала детали, то есть это некоторая температура,

выше которой управляющее воздействие становится значимым и соответственно включается система управления параметрами термообработки. Для каждой стали такая температура индивидуальна, но в целом находится в пределах от 150 до 300°C.

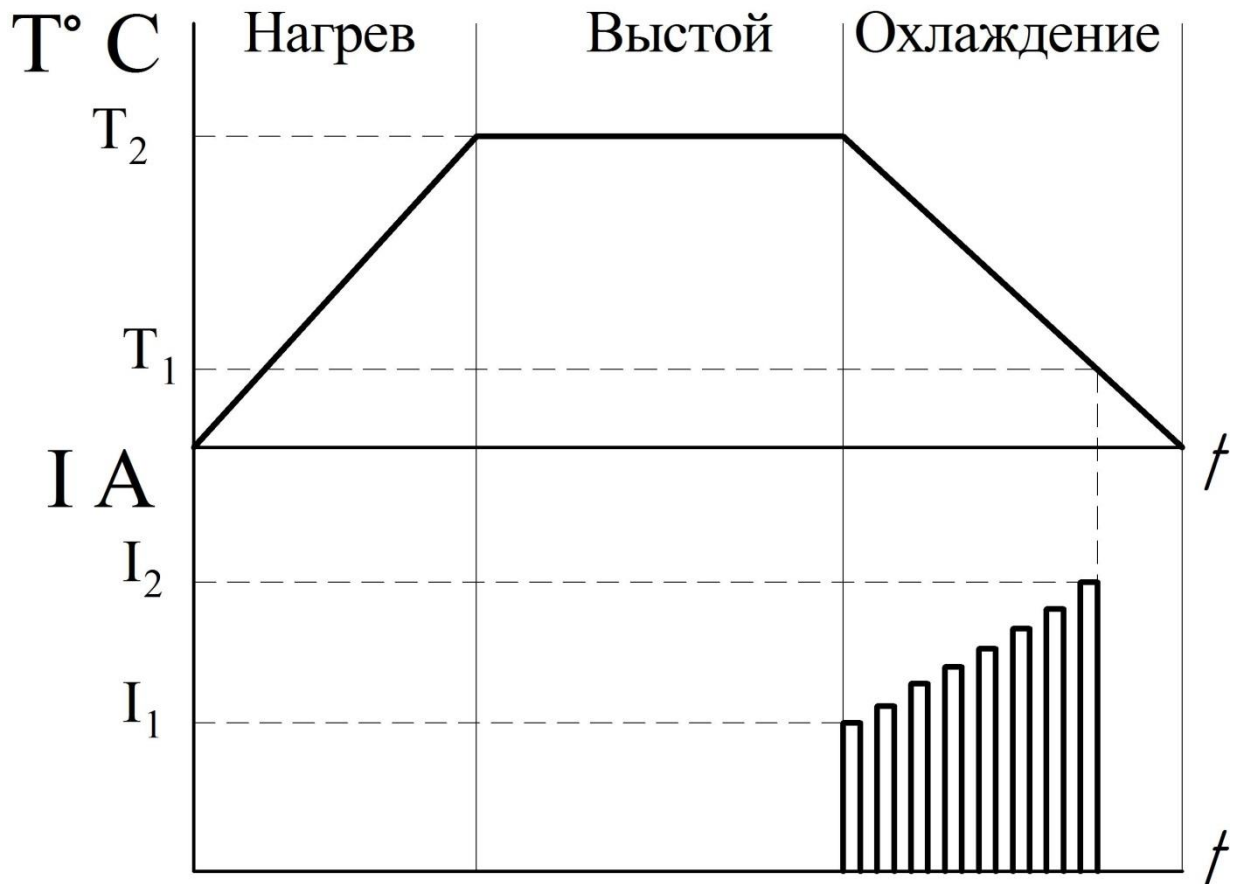


Рисунок 7 - Алгоритм термосиловой обработки малоожестких валов в магнитном поле

Вторая критическая температура,  $T_2$  – соответствует температуре термообработки (закалки или отпуска) материала заготовки, и также задается исходя из свойств материала. Данная величина легко определяется, так как имеется в любом специализированном справочнике термиста.

Если наложить изменения температуры на временную ось, то получим приблизительно упрощенную характеристику, пригодную для управления процессом, как показано на рисунке 7. Причем система управления

включается, при достижении первой критической температуры -  $T_1$ , далее она управляется, в соответствии с алгоритмом до достижения второй критической точки -  $T_2$ , после чего на некоторое заданное время стабилизируется. Далее, температура начинает падать и при достижении критической температуры -  $T_1$  система управления отключается. Таким образом, изменение температуры в ходе обработки, является управляющим воздействием для остальных параметров обработки.

Термомагнитная обработка осуществляется мощными электромагнитами, расположенными в зонах и узлах пучности третьей гармоники. Величина магнитного поля, для преобразования структуры будет возрастать в функции снижения температура. Причем начало данного воздействия осуществляется с переходом на режим охлаждения, а окончание данного процесса совпадает с критической температурой -  $T_1$ . Отработка осуществляется сериями импульсов определенной длительности и частоты, данные параметры являются индивидуальными для каждого материала, и должны определяться эмпирически. Амплитуда импульсов является функцией силы тока в обмотке электромагнита и может легко управляться с помощью автоматических реостатов.

Таким образом, для управления данным параметром необходимо увеличивать силу тока в функции снижения температуры, как показано на рисунке 7. Математически данную зависимость можно представить в виде передаточной функции (1), представленной ниже:

$$W(S) = \frac{I(S)}{T(S)}; \quad (1)$$

Данный метод термосиловой обработки мало жестких валов в магнитном поле служит теоретической основой для нового перспективного пути повышения качества обработки данного типа деталей. Доказана его теоретическая применимость. Кроме этого, данный метод может быть

добавлен к трёхконтурной системе управления термосиловой обработки, изложенной в работах [48-60], в качестве самостоятельного четвертого контура, позволяющего существенно повысить качество обработки.

«В процессе термосиловой обработки с использованием автоматизированной системы управления по предлагаемому способу, заготовка получает заданные физико-механические свойства и равнонапряжённое состояние материала по сечению и длине детали. Одновременно процесс пластической деформации при термосиловой обработке позволяет устранить напряжения, полученные заготовкой на предыдущих операциях, т.е. исключить технологическую наследственность, в то же время управляемый процесс охлаждения, когда температура стабильна по всей длине, способствует формированию равномерных остаточных напряжений по всему объёму» [60].

### **2.3 Приблизительный анализ экономической эффективности термосиловой обработки в магнитном поле**

Данный раздел предполагает выполнение экономического обоснования проведения термосиловой обработки в магнитном поле малоожестких гибких валов. Полное описание технологического процесса термосиловой обработки в магнитном поле малоожестких гибких валов в предыдущих разделах магистерской диссертации. Основу проведения экономических расчетов составляет операция термосиловой обработки в магнитном поле, для выполнения которой необходимы:

- оборудование – шахтная печь;
- оснастка – приспособление для термосиловой обработки;
- инструмент – электромагнит.

Для расчета капитальных вложений, величины себестоимости и определения экономического эффекта использовалось программное



обеспечение Microsoft Excel и методика расчета соответствующих показателей [19, с 12-23].

По методике «расчета технологической себестоимости технологического процесса» [19, с 17-19] были определены:

- материал ( $M$ )
- значения заработной платы оператора ( $Z_{пл.оп}$ ) и наладчика ( $Z_{пл.нал}$ ),
- начисления на заработную плату ( $H_{з.пл}$ );
- и расходы на содержание и эксплуатацию оборудования ( $P_{э.об}$ ).

Полученные значения указанных величин представлены на рисунке 8 в виде столбчатой диаграммы.

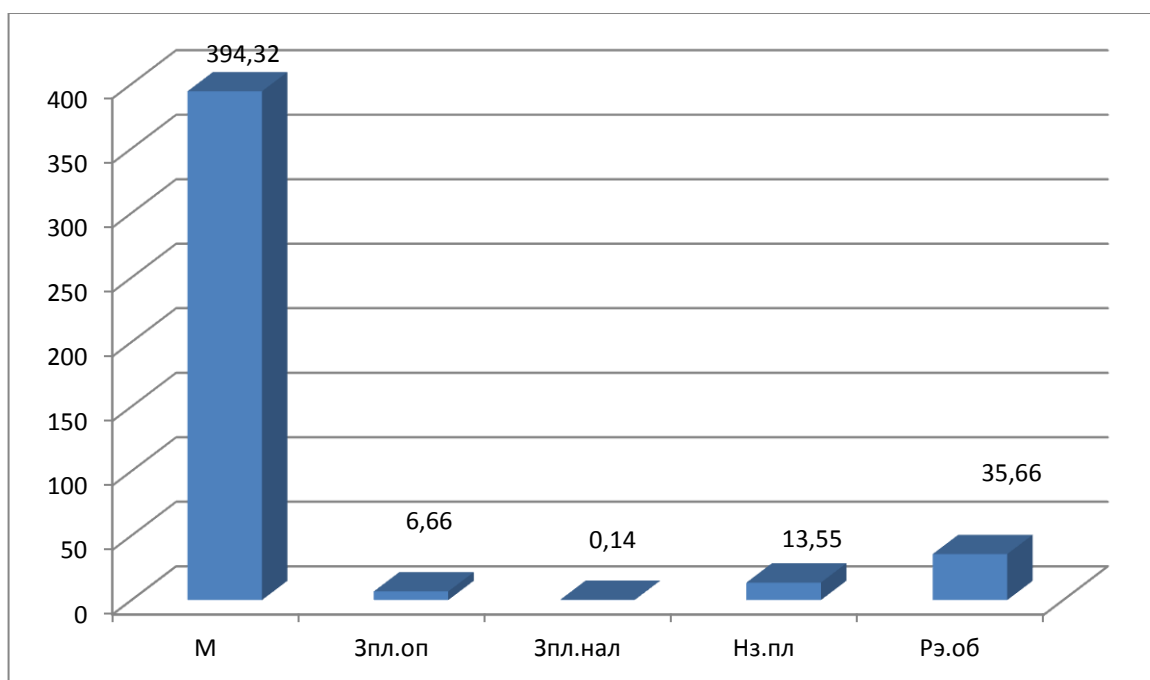


Рисунок 8 – Величина показателей, входящих в технологическую себестоимость мало жесткого гибкого вала.

Из диаграммы видно, что максимальную долю величину себестоимости составляет электроэнергия с величиной 89,86 %, второе место в формировании себестоимости занимают расходы на содержание и эксплуатацию оборудования, с величиной 8,13 % и третье место – это

величина заработной платы операторов с величиной 1,52 %. Остальные значения имеют не значительную величину, которые в процентном соотношении к итоговой величине технологической себестоимости, равной 438,83 руб., составляют:

- 0,03 % – заработная плата наладчика;
- 0,47% – начисления на заработную плату.

Используя значение технологической себестоимости и величину заработной платы основных рабочих, по методике «Калькуляция себестоимости обработки детали» [19, с. 19], было определено значение полной себестоимости изготовления детали, которая составила 100464,96 руб.

Далее, по методике «Расчет капитальных вложений (инвестиций)» [19, с. 15-16], была определена величина общих капитальных вложений, составляющая 22054354,94 руб. Основные слагаемые этой величины представлены на рисунке 9, в виде круговой диаграммы.

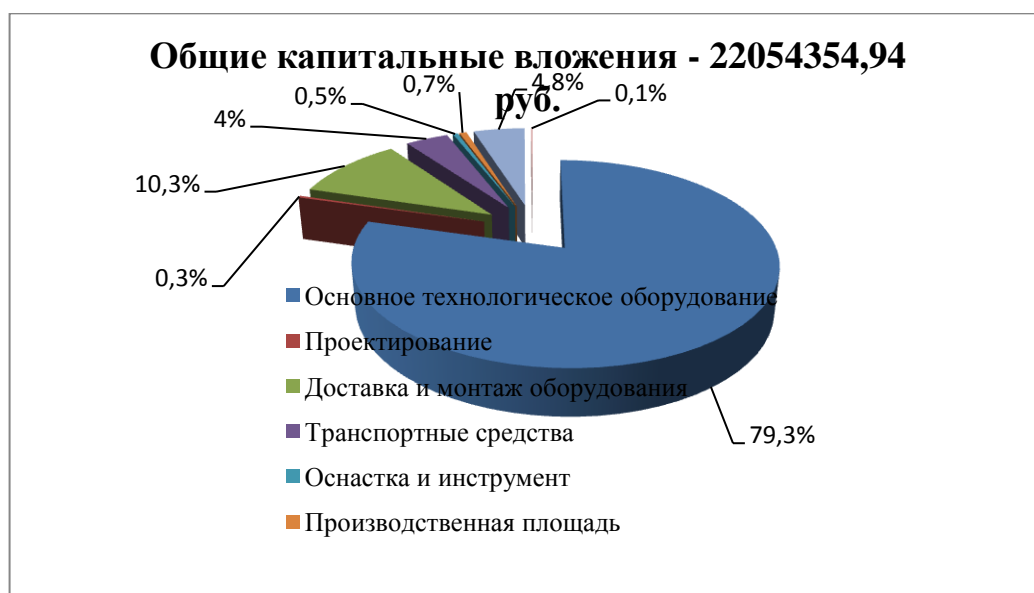


Рисунок 9 – Величина показателей, из которых формируются общие капитальные вложения в изготовление маложесткого гибкого вала.

Анализируя диаграмму (рисунок 9), можно сказать, что максимальную долю затрат формирует основное технологическое оборудование, которая составляет почти 80%. На втором месте по весомости, со значением 10,3 %, находятся затраты на доставку и монтаж. Примерное одинаковое влияние на итоговую величину капитальных вложений, оказывают затраты, связанные с программным обеспечением заботы оборудования, около 5 % и затраты на транспортные средства, доля которых составляет около 4 %. Менее одного процента имеют значения: затраты на проектирование – 0,3 %, затраты на инструмент и приспособление – также 0,5 %, затраты на производственную площадь – 0,7 % и объем незавершенного производства – 0,1 %.

Применяя методику «Определение экономической эффективности проекта» [19, с. 22-23], были проведены итоговые расчеты по определению экономической эффективности проекта. Данные расчеты подтвердили целесообразность внедрения данного технологического процесса изготовления детали «Маложесткий гибкий вал», так как интегральный экономический эффект составил 13745887 руб. Сам проект окупится в течение 3 лет, что является достаточно хорошим показателем для внедрения технологий. А прибыль на каждый вложенный рубль составит 18 %, так как индекс доходности, согласно расчетам, получился 1,18 руб. /руб.

## **Выводы по главе 2**

Анализируя данные, представленные в главе 2 настоящей работы можно сделать следующие выводы:

1. При термосиловой обработке маложесткого гибкого вала во вращающемся по спирали магнитном поле возникает больший положительный эффект, чем имеем при легировании.
2. Метод термосиловой обработки маложестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле служит теоретической основой для нового перспективного пути повышения качества обработки данного типа деталей. Доказана его теоретическая применимость.
3. Метод термосиловой обработки маложестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле может быть добавлен к трёхконтурной системе управления термосиловой обработки.
4. Доказана экономическая эффективность термосиловой обработки маложестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле.

## Заключение

Для создания осенаправленной структуры зерен металла термообработку сочетают с осевой пластической деформацией, такая операция получила название – термосиловая обработка. Процессы термоманитной и аэротермоакустической обработки являются перспективными технологическими процессами для термообработки малошестких гибких валов. Методы термоманитной и аэротермоакустической обработки хорошо сочетаются с термосиловой обработкой и позволяют существенно повысить качество изготовления малошестких гибких валов.

Термосиловая обработка малошесткого гибкого вала во вращающемся по спирали магнитном поле может заменить по качеству материала процесс легирования. Метод термосиловой обработки малошестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле, легко автоматизируется, и может быть добавлен к трёхконтурной системе управления термосиловой обработки в качестве четвертого контура. Теоретически обоснована эффективность данного метода и применимость его в реальном производстве.

Совокупность данных факторов позволяет говорить о том, что в рамках данной работы создана перспективная технология термосиловой обработки малошестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле. Данная технология открывает широкие перспективы по повышению качества и производительности изготовления малошестких гибких валов, а также для снижения себестоимости их изготовления, что доказывает, приведенный в диссертации приблизительный экономический расчет.

В свою очередь, данные факторы, таким образом, приведут к снижению себестоимости и увеличению эксплуатационных характеристик силовых машин, в которых используются малошесткие гибкие валы, применяемых в нефтяной, химической и судостроительной

промышленности. Применение данной технологии в данных сферах, способно дать хорошую и весомую практическую и финансовую отдачу.

Дальнейшее направление исследований термосиловой обработки маложестких гибких валов во вращающемся по спирали магнитном поле нужно проводить в направлении установления четкой зависимости качества обработки маложестких гибких валов, от величины магнитной индукции, и силы электрического тока. Причем данные параметры необходимо варьировать в течение времени в функции изменения температуры.

Проведя анализ, представленной в магистерской диссертации информации, можно утверждать, что все поставленные задачи решены:

- изучены и проанализированы перспективные тенденции повышения качества термообработки маложестких гибких валов;

- разработана алгоритмика проведения термосиловой обработки маложестких гибких валов, на основе физики процессов, протекающих в материале детали;

- разработана функциональная схема проведения операции термосиловой обработки маложестких гибких валов, обеспечивающая повышенное качество обработки.

Тогда, можно утверждать, что цель магистерской диссертации: повышение качества маложестких гибких валов за счет усовершенствования операции термосиловой обработки достигнута.

## Список используемых источников

- 1 Аверченков В.И. Основы научного творчества. [Электронный ресурс] / В.И. Аверченков, Ю.А. Малахов. — Электрон. дан. — М. : ФЛИНТА, 2011. — 156 с.
- 2 Авлукова Ю.Ф. Основы автоматизированного проектирования. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — Минск : "Высшая школа", 2013. — 217 с.
- 3 Агамиров Л.В. Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов. Том II-1. [Электронный ресурс] / Л.В. Агамиров, М.А. Алимов, Л.П. Бабичев, М.Б. Бакиров. — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2010. — 852 с.
- 4 Акулович Л.М. Основы автоматизированного проектирования технологических процессов в машиностроении. [Электронный ресурс] / Л.М. Акулович, В.К. Шелег. — Электрон. дан. — Минск : Новое знание, 2012. — 488 с.
- 5 Астанин В.В. Техническая механика: в четырех книгах. Книга вторая. Сопротивление материалов: учебное пособие. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2012. — 160 с.
- 6 Бахолдин А.М. Техническая механика. Сопротивление материалов. (теория и практика). [Электронный ресурс] / А.М. Бахолдин, О.М. Болтенкова, О.Ю. Давыдов. — Электрон. дан. — Воронеж : ВГУИТ, 2013. — 172 с.
- 7 Безъязычный В.Ф. Технологические процессы механической и физико-химической обработки в машиностроении. [Электронный ресурс] / В.Ф. Безъязычный, В.Н. Крылов, Ю.К. Чарковский, Е.В. Шилков. — Электрон. дан. — СПб. : Лань, 2016. — 432 с.
- 8 Безъязычный В.Ф. Технологические процессы механической и физико-химической обработки в авиадвигателестроении: учебное пособие.

[Электронный ресурс] / В.Ф. Безъязычный, М.Л. Кузменко, В.Н. Крылов, А.В. Лобанов. — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2007. — 539 с.

9 Блюменштейн В.Ю. Проектирование технологической оснастки. [Электронный ресурс] / В.Ю. Блюменштейн, А.А. Клепцов. — Электрон. дан. — СПб. : Лань, 2014. — 224 с.

10 Бокштейн Б.С. Физическая химия: термодинамика и кинетика. [Электронный ресурс] / Б.С. Бокштейн, М.И. Менделев, Ю.В. Похвиснев. — Электрон. дан. — М. : МИСИС, 2012. — 258 с.

11 Базров Б.М. Основы технологии машиностроения: Учебник для вузов. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2007. — 736 с.

12 Быков В.В. Исследовательское проектирование в машиностроении. [Электронный ресурс] / В.В. Быков, В.П. Быков. — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2011. — 256 с.

13 Вивденко Ю.Н. Технологические системы производства деталей наукоемкой техники: Учебное пособие для вузов. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2006. — 559 с.

14 Влияние несоосности при термосиловой обработке на коробление готовой детали. Межвузовский сборник научных трудов. Часть 2. Тольятти 2000 год. Воронов Д.Ю., Драчёв О. И., Бобровский А.В.

15 Влияние осевой пластической деформации на коробление готовой детали. Проблемы современного машиностроения. Сборник к 40-летию Машиностроительного факультета Тольятти 2001 год. Воронов Д.Ю. Драчёв О. И. Расторгуев Д.А.

16 Гарифуллин Ф.А. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебно-методическое пособие. [Электронный ресурс] / Ф.А. Гарифуллин, Р.Ш. Аюпов, В.В. Жилияков. — Электрон. дан. — Казань : КНИТУ, 2013. — 248 с.



17 Грызунов В.И. Металлургическая теплотехника. [Электронный ресурс] / В.И. Грызунов, Н.В. Фирсова, С.Е. Крылова, Е.Ю. Приймак. — Электрон. дан. — М. : ФЛИНТА, 2014. — 108 с.

18 Гусев А.А. Проектирование технологической оснастки. [Электронный ресурс] / А.А. Гусев, И.А. Гусева. — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2013. — 416 с.

19 Динамическая модель термосиловой обработки, как объекта управления. Проблемы современного машиностроения. Сборник к 40-летию Машиностроительного факультета. Тольятти 2001 год. Воронов Д.Ю Драчёв О. И. Расторгуев Д.А.

20 Дидык Е.О., Воронов Д.Ю. Определение резонансных частот комплексных колебаний при термосиловой обработке. «Студенческий форум» №23(116).

21 Дуваров В.Б. Технология конструкционных материалов. [Электронный ресурс] / В.Б. Дуваров, Т.В. Хмеленко. — Электрон. дан. — Кемерово : КузГТУ имени Т.Ф. Горбачева, 2012. — 115 с.

22 Ермолаев В.А. Технологические процессы в машиностроении: конспект лекций: учебное пособие для вузов. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — М. : НИЯУ МИФИ, 2011. — 264 с.

23. Зубкова Н.В. Методическое указание к экономическому обоснованию курсовых и дипломных работ по совершенствованию технологических процес-сов механической обработки деталей (для студентов специальностей 120100 / Н.В. Зубкова,— Тольятти: ТГУ, 2015, 46 с.

24. Исакова, И.В. Основы инженерного творчества. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — Кемерово : КузГТУ имени Т.Ф. Горбачева, 2013. — 63 с.

25 Испытания по оценке влияния параметров термосиловой обработки на коробление валов и измерение кривизны маложестких валов в цеховых условиях. Казанская наука. №10 2010г.-Казань: Издательство Казанский Издательский Дом. Воронов Д.Ю., Логинов Н.Ю.

26 Измерения кривизны маложестких валов в цеховых условиях. Тольяттинский государственный университет, 2006 г. Автоматизация технологических процессов и производственный контроль: Сб. докл. Международной научно-технической конференции 23-25 мая. Ч 1.- Тольятти: ТГУ, 2006г. Воронов Д.Ю., Диткин И.А., Драчев О.И., Пахоменко А.Н., Расторгуев Д.А.

27 Киселев А.П. Поверхностные явления и дисперсные системы: учебное пособие для вузов. [Электронный ресурс] / А.П. Киселев, А.А. Крашенников, А.А. Фатина. — Электрон. дан. — СПб. : БГТУ "Военмех" им. Д.Ф. Устинова, 2014. — 42 с.

28 Лабораторные испытания по оценке влияния параметров ТСО на коробление валов. Тольяттинский государственный университет, 2006 г. Автоматизация технологических процессов и производственный контроль: Сб. докл. Международной научно-технической конференции 23-25 мая. Ч 1.- Тольятти: ТГУ, 2006г. Воронов Д.Ю., Диткин И.А., Драчев О.И., Пахоменко А.Н., Расторгуев Д.А.

29 Лабораторные испытания по оценке влияния параметров ТСО на коробление маложестких валов и измерение кривизны маложестких валов в цеховых условиях. Тольяттинский государственный университет 2009 г. «Проведение научных исследований в области машиностроения». Сборник материалов Всероссийской научно-технической конференции с элементами научной школы для молодежи. Воронов Д.Ю., И.А. Диткин, Е.С. Диткина, Л.В. Ольховская.

30 Локощенко А.М. Ползучесть и длительная прочность металлов. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — М. : Физматлит, 2016. — 504 с.

31 Новая технология термосиловой обработки маложестких валов. Журнал «Известия» №1, стр. 32-35. Серия «Автоматизация технологических процессов в машиностроении» Волгоградского государственного технического университета. Волгоград 2004 год. Воронов Д.Ю., Драчёв О. И. Расторгуев Д.А.

32 Маталин А.А. Технология машиностроения. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — СПб. : Лань, 2016. — 512 с.

33 Методика проведения экспериментальных исследований параметров обработки холодом на геометрическую точность маложестких валов. Тольяттинский государственный университет 2009 г. «Проведение научных исследований в области машиностроения». Сборник материалов Всероссийской научно-технической конференции с элементами научной школы для молодежи. Воронов Д.Ю., К.А. Репин, А.Р. Хасанов.

34 Новиков И.И. Металловедение: В 2 т-х. Т. 1. Основы металловедения; Т. 2. Термическая обработка. Сплавы. [Электронный ресурс] / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной, Н.А. Белов. — Электрон. дан. — М. : МИ-СИС, 2014. — 1020 с.

35 Неведров А.В. Основы научных исследований и проектирования : учеб. Пособие. [Электронный ресурс] / А.В. Неведров, А.В. Папин, Е.В. Жбырь. — Электрон. дан. — Кемерово : КузГТУ имени Т.Ф. Горбачева, 2011. — 108 с.

36 Патент на полезную модель (Китай) ZL 200720067413.7.

37 Патент РФ №2606665, авторов Чертовских Е.О., Околович Г.А., Габец А.В.

38 Патент РФ № 2695912, авторами Усольцевым А.М., Бокаревым С.А., Поповой Е.Г., Маликовым М.Ю.

39. Патент РФ № 203378 от 27.01.2020, Ремшев Е. Ю., Воробьева Г. А., Калугина М. С., Ковалев К. О., Силаев М. Ю., Расулов З. Н.

40. Перспективная технология термомагнитной обработки. Патент РФ № 2737655 от 12.05.2020. Войнов К.Н.

41. Патент РФ №23554715 «Способ упрочнения деталей из конструкционных материалов», МПК-8, С21D 7/06, опубл. 10.05.2009.

42. Патент РФ №2455368 «Способ упрочнения поверхности изделия из стали», В24С 3/32, С21D 7/06, В24С 1/10, опубл. 10.07.2012.

43. Патент РФ №1623854 Ф1 «Способ упрочнения ферромагнитных деталей», В24В 39/00 F04D 29/66, опубл. 1991.08.17.

44. Патент РФ №2078835 С1 «Способ упрочнения изделий и установка для его осуществления». Опубл. 05.10.1997.

45. Патент РФ №2273672 «Способ упрочняющей обработки металлов, МПК С21D 1/04, опубл. 10.04.2006.

46. Патент РФ №2516859 «Способ поверхностного упрочнения изготовленных из ферромагнитных материалов зубчатых колес и устройство его осуществления», опубл. 20.05.2014.

47. Патент WO 2015190943 А1 «Устройство для магнитной обработки материалов и/или веществ», опубл. 2015-12-17.

48 Пути снижения коробления мало жестких валов, путем применения термосиловой обработки. Журнал «Машиностроитель» № 6, 2001 год Воронов Д.Ю., Драчёв О. И.

49 Разработка технологического процесса обработки холодом мало жестких валов». Тольяттинский государственный университет 2009 г. «Проведение научных исследований в области машиностроения». Сборник материалов Всероссийской научно-технической конференции с элементами научной школы для молодежи. Воронов Д.Ю., И.В. Лебедева, А.В.Мальцева, К.А. Репин.

50 Способ термосиловой обработки длинномерных осесимметричных деталей и устройство для его осуществления. Патент на изобретение от 20.06.05. № 2254383. Воронов Д.Ю., Драчёв О. И. Расторгуев Д.А.

51 Суслов А.Г. Научно-технические технологии в машиностроении. [Электронный ресурс] / А.Г. Суслов, Б.М. Базров, В.Ф. Безъязычный, Ю.С. Авраамов. — Электрон. дан. — М. : Машиностроение, 2012. — 528 с.

52 Титов А.В. Исследование физико-механических характеристик деформируемых материалов: учебное пособие для вузов. [Электронный ресурс] / А.В. Титов, Е.Ю. Ремшев, В.П. Белогур. — Электрон. дан. — СПб. : БГТУ "Воен-мех" им. Д.Ф. Устинова, 2013. — 110 с.

53 Титух И.Н. Устойчивость механических систем. Статика: учебное пособие для вузов. [Электронный ресурс] / И.Н. Титух, С.П. Яковлев. — Электрон. дан. — СПб. : БГТУ "Военмех" им. Д.Ф. Устинова, 2014. — 121 с.

54 Установка для контроля геометрии маложестких деталей. Тольяттинский государственный университет, 2006 г. Автоматизация технологических процессов и производственный контроль: Сб. докл. Международной научно-технической конференции 23-25 мая. Ч 1.- Тольятти: ТГУ, 2006г. Воронов Д.Ю., Диткин И.А., Пахоменко А.Н.

55 Устройство для термосиловой обработки. Патент на изобретение от 10.07.04. № 2232198. Воронов Д.Ю., Драчёв О. И. Расторгуев Д.А.

56 Устройство для термосиловой обработки осесимметричных деталей. Патент на изобретение от 20.09.05. № 2260628. Воронов Д.Ю., Драчёв О. И., Расторгуев Д.А.

57 Фещенко В.Н. Справочник конструктора. Комплект в двух томах: Книга 1. Машины и механизмы: Учебно-практическое пособие. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — Вологда : "Инфра-Инженерия", 2016. — 400 с.

58 Фещенко В.Н. Справочник конструктора. Комплект в двух томах: Книга 2. Проектирование машин и их деталей: Учебно-практическое пособие. [Электронный ресурс] — Электрон. дан. — Вологда : "Инфра-Инженерия", 2016. — 400 с.

59 Филонов И.П. Инновации в технологии машиностроения. / И.П. Филонов, И.Л. Баршай. — Электрон. дан. — Минск : "Высшая школа", 2009. — 110 с.

60 Чулков В.А. Методология научных исследований.— Пенза : ПензГТУ, 2014. — 200 с.

61 Guven U The fully plastic rotating disk with rigid inclusion. / U. Guven //ZAMM - Journal of applied mathematics and mechanics –2006 – vol. 77 – issue 9 –p. 714-716.

62 Jiang-jiang Zhu Thermo-elastic-plastic Stress and Strain Analysis and Life Prediction of Gas Turbine Blade / Jiang-jiang Zhu, Zi-chun Yang, // Int. Conf. on Measuring Technology and Mechatronics Automation, (ICMTMA) – 2010. – V. 3. –p. 1019-1022.

63 Nejad M.Z Exact elasto-plastic analyses of rotating disks made of functionally graded materials. / M.Z. Nejad, A. Rastgoo, A. Hadi // International Journal of Engineering Science – 2014 – Vol. 85 – p. 47-57

64 Przemieniecki J.S Theory of Matrix Structural Analysis. New York: Dover Publications, 2010. 480 p.

65 Wen Xue Qian Finite Element Analysis of a Compressor Disk / Wen Xue Qian, Li Yang Xie, Xiao Wei Yin. // J. Advanced Materials Research. – 2010. – V. 118.– p. 49-53.

66 YAMAGUCHI HARUO, KUSABA YOSHIAKI, YAMADA TAKEO, Techniques for the Control of Edge Crack Defects of Stainless Steel Sheets, Foreign Steel, 1996 (12): 48-52.

67 Xiong Shangwu, J.M.C. Rodrigues, P.A.F. Martins. Three-dimensional modelling of the vertical-horizontal rolling process [J], Finite Elements in Analysis and Design, 2003, 39: 1023-1037.

68 Xiong Shangwu, Liu Xianghua, Wang Guodong, et al., Three-dimensional thermo-mechanical finite element simulation of the vertical-horizontal rolling process [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 11: 89-97.

69 Gao Wenfang, Yan Zhengguo, Song Ping, Rao Kewei, Chen Fangwu, Kong Yongjiang, Research on the Linear Defects along the Edges of Shadow Mask and Chassis Cold-rolled Sheets [J], Steelmaking, 2003, 19 (1).

70 Yaping (CN), GONG Yu (CN), Yezhong (CN), Hongxu (CN), патент РФ №2591788.

## Приложение А

### Сертификаты и справки



НАУЧНЫЙ  
ФОРУМ  
nauchforum.ru

# СЕРТИФИКАТ участника

Настоящий сертификат подтверждает  
публикацию статьи в научном журнале

«Студенческий форум» № 17(153)

**Антонов Владислав Андреевич,  
Воронов Дмитрий Юрьевич**

Научная статья:

«Метод термосиловой обработки маложестких валов в магнитном поле»

Научный руководитель:

**Воронов Дмитрий Юрьевич**

д-р философии в области культурологии,  
профессор философии Международной  
кадровой академии, член Евразийской  
Академии Телевидения и Радио



*[Signature]*  
И. А. Лебедева

Москва  
2021

## Продолжение Приложения А



Издательство: ООО «МЦНО»  
Адрес: 123098, г. Москва, улица Маршала Василевского, дом 5, корпус 1, к. 74,  
E-mail: mail@nauchforum.ru, сайт: nauchforum.ru, тел. +7 (499)-938-94-86,  
ИНН 7715904374, р/с № 40702810510000021397,  
Банк: АО «Тинькофф Банк» г.Москва,  
к/с 30101810145250000974, БИК 044525974

### СПРАВКА

05.05.2021 г. № 17393

Автор(-ы) статьи: Антонов Владислав Андреевич,  
Воронов Дмитрий Юрьевич  
Научный(-ые) руководитель(-ли): Воронов Дмитрий Юрьевич

Международный центр науки и образования сообщает, что Ваша статья «Метод термосиловой обработки маложестких валов в магнитном поле» принята к публикации в научном журнале «Студенческий форум» №17(153). Статья будет опубликована на сайте: <https://nauchforum.ru> 14 мая 2021 г. Рассылка журналов и оттисков планируется 24 мая 2021 г.

Генеральный директор  
Международный центр науки и образования

И.С. Степанов

