

Повышение надежности эксплуатационных свойств износостойких и антифрикционных покрытий и улучшение структуры путем термической и поверхностной обработки на высокопрочные стали и титановые сплавы для гидравлических цилиндров и демпферов авиационной техники.

Актуальность темы исследования - Современное состояние исследований в данной области науки.

Предлагаются новые варианты решения актуальной проблемы улучшения структуры и повышения технологических и эксплуатационных свойств высокопрочных легированных сталей и титановых сплавов для устранения причин преждевременного разрушения гидравлических узлов авиационной техники шасси в состав, которого входят: амортизационные стойки, поглощающие устройства, гидравлические цилиндры, демпферы и т.д. путем разработки новых режимов термической обработки и упрочнения поверхностного слоя методом нанесения сверх звукового газопламенного покрытия в модификации HVOF, воздушно-плазменного нанесения покрытий в модификации APS и лазерного поверхностного легирования ЛПЛ.

Настоящая работа позволит установить новые закономерности структурно-фазовых превращений, протекающих в высокопрочных сталях и титановых сплавах при тепловых воздействиях и упрочнении поверхностного слоя методом HVOF, APS и ЛПЛ для повышения эксплуатации, надежности и безопасности авиационной промышленности. Полученные ранее результаты показали перспективы такого подхода.

Детали авиационной техники в современных условиях испытывают все возрастающие нагрузки. Используемые при этом материалы определяют надежность современных транспортных средств, а одним из основных методов улучшения свойств сталей и сплавов является термическая обработка и поверхностное упрочнение. В этой связи решение проблемы разработки теоретических основ и прогрессивных технологий процессов обработки упрочняемых высокопрочных сталей и титановых сплавов является актуальной задачей. Предстоящая в России модернизация авиационного производства должна быть ориентирована на передовые технологии ведущих стран мира, успешно освоенные отечественной промышленностью. Данное исследования научных работ направлено на повышение надежности и безопасности авиационной и транспортной техники и разработку новых технологий термической и поверхностной упрочняющей обработок, в том числе вакуумной, плазменной, ЛПЛ, HVOF, APS и т.д. В результате разработаны рекомендации по применению различных режимов термической и поверхностной обработки для улучшения структуры свойств высокопрочных сталей и титановых сплавов для шасси

самолетов и вертолетов, что обеспечит их преимущества над отечественными и зарубежными аналогами.

Проведен анализ отечественных и зарубежных патентов и публикаций, содержащих сведения о возможности и перспективах повышения технологических и эксплуатационных свойств высокопрочных сталей и сплавов путем разработки режимов термической обработки и упрочнения поверхностного слоя методом HVOF, APS и ЛПЛ. На основании проведенного обзора собственных ранее методов исследований обоснована целесообразность методов улучшения структуры и свойств высокопрочных сталей и сплавов путем разработки новых режимов термической обработки и поверхностного упрочнения.

Основные результаты научной работы, их анализ и обобщение.

Проведен анализ отечественных и зарубежных патентов и публикаций, содержащих сведения о возможности и перспективах повышения технологических и эксплуатационных свойств высокопрочных легированных сталей и титановых сплавов путем разработки режимов термической обработки и упрочнения поверхностного слоя методом HVOF, APS и ЛПЛ. На основании проведенного обзора собственных ранее выполненных исследований обоснована целесообразность методов улучшения структуры и свойств высокопрочных сталей путем разработки новых режимов термической обработки и поверхностного упрочнения, с учетом многоэтапного характера технологического процесса изготовления цилиндров, штоков и поршней гидравлических аппаратов и демпферов авиационной техники. Показано, что основными структуро- и свойство- формирующими технологическими этапами следует считать: выплавку стали и получение деформированной заготовки, операции промежуточной термической обработки, окончательную термическую обработку, поверхностную обработку.

Выполненные исследования позволили выработать рекомендации, позволяющие исключить случаи преждевременного разрушения изделий.

Установлены причины и механизмы преждевременного разрушения гидравлических цилиндров, поглощающих аппаратов и демпферов из стали 30ХГСН2А и титанового сплава ВТ22. Одной из причин может являться недостаточная прочность гальванического хромового покрытия на штVOKE, поршне, цилиндре гидравлического устройства, его разрушение и образование твердых частиц (твЕрдость 61-70 HRC), которые приводят к повреждению внутренней поверхности цилиндра или корпуса (появлению задиров) и последующему его разрушению при эксплуатации. Хромовое покрытие обладает исключительно высокой прочностью сцепления с металлом-основой, поэтому хромированное изделие следует рассматривать как объект, свойства поверхности

которого определяется характеристиками свойств именно хромового покрытия. В процессе электроосаждения хрома происходит активное насыщение формирующегося покрытия водородом. Предусмотренная технологическим процессом для высокопрочной стали и титановых сплавов операция обезводороживания (выдержка 120-180 минут при температуре 180 - 190 °C) представляется недостаточно полно реализующей процесс удаления водорода. Требуется по возможности увеличение температуры до 200-230 °C и времени выдержки до 300-360 минут, что, однако, не должно сопровождаться недопустимым снижением твердости и прочности стали и сплавов за счет развития отпускных процессов.

В такой ситуации в качестве причины разрушения хромового покрытия следует рассматривать его замедленное разрушение, как объекта, находящегося длительное время под действием статических напряжений. Вредное действие водорода преимущественно проявляется именно при пониженных скоростях приложения нагрузки в течение значительного времени. Нельзя также исключать и пониженные износостойкость или прирабатываемость покрытия вследствие возможных отклонений в подготовке поверхности штоков, поршней, цилиндров или в самой технологии нанесения хрома, еще одним важным фактором процесса хромирования является, экология производства, которая способствуют высокому выносу токсикантов в окружающую среду. В этой связи оправданными выглядят рекомендации о замене процесса нанесения электролитического покрытия на более прогрессивные, экологически чистые и технологически стабильные процессы поверхностной обработки штоков, цилиндров, поршней - методы термического напыления (плазменным APS или сверхзвуковым газопламенным напылением в модификации HVOF) и лазерным поверхностным легированием (ЛПЛ).

Для ряда плавок установлено формирование недостаточной степени чистоты стали 30ХГСН2А по азоту в отдельных зонах корпуса. Образование таких зон происходит на этапах выплавки стали и получения горячекатанных прутков. Это является причиной повышенной склонности к обезуглероживанию и пониженной прокаливаемости, что не позволяет обеспечить требуемый уровень свойств стали после типовой окончательной термической обработки. Предложенные скорректированные режимы окончательной термической обработки предполагают уменьшение длительности выдержки при температуре закалки, снижение температуры отпуска до 210 °C и его длительности.

Уменьшение длительности выдержки при закалке приводит к уменьшению глубины развития обезуглероживания, что позволяет полностью избавляться от него при использовании припуска на механическую обработку равного 1 мм. При анализе влияния времени выдержки на прокаливаемость сталей с избытком азота

следует учитывать два фактора. Снижение времени выдержки при закалке сохраняет большее количество нитридов марганца и хрома, что, с одной стороны, связывает азот и уменьшает активность диффузии углерода, что повышает прокаливаемость; с другой стороны, связывая марганец и хром, нитриды снижают прокаливаемость стали. Очевидно, что оптимальное с точки зрения прокаливаемости t_3 , должно обеспечивать целесообразное сочетание действия этих факторов, что и реализуется при $t_3 = 180$ мин.

Уменьшение температуры и длительности отпуска позволяет уменьшить степень распада мартенсита, это позволяет повысить твердость стали и скомпенсировать ее снижение, что может быть необходимо в случае проявления начальных стадий обезуглероживания в сталях с избытком азота, если сокращение t_3 полностью предотвратить это не позволяет.

Предложенный режим обработки позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств стали даже при появлении случаев неконтролируемой недостаточной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям. Одновременно рекомендовано увеличение припуска на механическую обработку после предлагаемой термической обработки до 1 мм, что дополнительно гарантированно обеспечит получение необходимой поверхностной твердости. Требуемый уровень свойств стали может быть обеспечен также реализацией нагрева стали под закалку в вакууме.

Определены оптимальные режимы (ЛПЛ) для легирования железом скорость перемещения лазерного луча 1,66 мм/с обеспечивает образование в зоне расплава квазиэвтектоида мелкодисперсного строения с высокой микротвердостью по всей зоне лазерного воздействия. Образование однородной структуры поверхностного слоя при ЛПЛ, способствует достижению наилучших характеристик механических свойств изделий.

Определены оптимальные режимы (ЛПЛ) для легирования медью поверхности титатана: скорость перемещения луча V_l по поверхности 2,5 мм/с с мощностью $P=160$ Вт. Получен поверхностный слой титана (ЛПЛ) медью с повышенной микротвердостью 7000- 7200 МПа.

Установлено, что медь в зоне оплавления может находиться как в связанном состоянии в интерметаллидных соединениях типа Ti₂Cu, так и в виде твердого раствора. На рентгенограмме, снятой с поверхности образца, подвергнутого ЛПЛ, имеются отражения от интерметаллидов Ti₂Cu₂ и Ti₂Cu. Кроме того, наблюдается весьма интенсивное отражение от Cu и α-Ti. В нижележащих слоях происходит перераспределение в интенсивностях линий, что указывает на изменение фазового состава. Определено, что интерметаллиды Ti₂Cu присутствуют в большом количестве на глубине 10 мкм, что позволяет оценить свойства получаемого покрытия, так как характеристики выявленных

интерметаллидов достаточно изучены. Отражения от меди в основном исчезают с глубины более 10 мкм, а последнее отражение из соединений меди с титаном Ti₂Cu зафиксировано на глубине 30–35 мкм. На глубине более 35 мкм признаков интерметаллидов не обнаружено, а наблюдаются только отражения от а₁Ti.

Следует отметить, что дифракция рентгеновских лучей в титановых сплавах происходит в среднем на толщине до 100 мкм, а зона оплавления при ЛПЛ составляет порядка 70 мкм. Поэтому рентгенограммы, снятые с каждого ближе расположенного к поверхности слоя, имеют дифракционные пики, соответствующие и глубже расположенным слоям. В этой связи, для уточнения картины слоистости по образующимся фазам поверхностных слоев выполнены микрорентгоспектральные исследования на поперечных шлифах. Образование пересыщенных твердых растворов меди в титане (на глубине 25–40 мкм) и титана в меди (на глубине до 10 мкм) связано с весьма высокими скоростями охлаждения расплавленного сплава после лазерного нагрева.

Таким образом, интерметаллидные соединения фиксируются в последовательности TiCu₂, TiCu (возможно), Ti₂Cu т.е. по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью. Послойный фазовый анализ показал, что интерметаллиды, определяющие упрочнение поверхностных слоев, распространяются до больших глубин, что является основой для улучшения физико-механических свойств поверхностного слоя при ЛПЛ медью.

Проведена оценка жаростойкости образцов титана в исходном состоянии и после ЛПЛ медью показала: потеря массы образца титана без ЛПЛ при температуре 250 °C, 500 °C и 800 °C (выдержка 500 ч) составила 4-5,7-8 и 13-15%, а после ЛПЛ медью по режиму с $V_{л}=2,5$ мм/с, покрытие 10 мкм – 0,5 – 0,8, 2,5-2,8 и 4-5% соответственно.

Проведенные испытания на фrettингостойкость показывают, что, например, линейный износ 60 мкм при работе контактной пары достигается в образце из титана без легирования за 2,4 часа, а в образце титана с ЛПЛ медью – за 7,2 часа. Износ 120 мкм – за 2,5 и 8 часов соответственно.

Установлены особенности влияния режимов поверхностной обработки, (в варианте ЛПЛ) обработок на структуру и свойства титана (марка ВТ1-0), а также показатели качества формируемых покрытий и поверхностных слоев. Предложены режимы реализации указанных обработок, позволяющие формировать требуемый и улучшенный уровень характеристик материала.

Отработаны варианты воздушно-плазменного напыления (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления в модификации HVOF износостойких покрытий на сталь 30ХГСН2А, используемой для изготовления штоков, поршней гидравлических устройств. Полученные покрытия штоков должны удовлетворять

требованиям к покрытиям штоков: твердость не менее 8500 МПа, прочность сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ не менее 40 МПа, пористость не более 10%.

При использовании порошковой смеси ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 и метода APS получено покрытие с микротвердостью 9500-10000 МПа, прочностью сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ 114,0 МПа и пористостью 5-8%. При реализации метода HVOF сформировано покрытие с микротвердостью 9700-10500 МПа, прочностью сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ 95,5 МПа и пористостью 0,8-1,5%.

При использовании порошковой смеси Cr₃C₂ – 20NiCr и метода HVOF получено покрытие с микротвердостью 9300-10000 МПа, прочностью сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ 110,0 МПа и пористостью 0,8 -1,7 %.

При использовании порошковой смеси WC – Co- Cr – 86/10/4 и метода HVOF получено покрытие с микротвердостью 11500-12100 МПа, прочностью сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ 85,5 МПа и пористостью 1,8 -2,0 %. Фазовый состав покрытия представлен карбидами WC (основа) и W₂C.

Области возможного применения результатов работы:

Технологии создания авиационной, ракетно-космической и транспортной технике нового поколения.

Предложенные решения направлены на обеспечение улучшенных свойств надежности и безопасности работы изделий. Решения обладают минимальным уровнем риска, негативное влияние их на свойства материала может произойти в исключительных случаях при грубом нарушении разработанных рекомендаций. Даже в этом случае, последствия не окажут заметного влияния на выполнение основных задач, поставленных перед предприятием.

Список литературы (краткий список основных используемых источников литературы в конкурсной работе).

1. B.Cantor, H.Asseider, P.Grant. Aerospace Materials. CRC Press.-2001.-312p.
2. Shi Da Suna, Daniel Fabijanic, Cameron Barra, Qianchu Liud, Kevin Walkerd, Neil Matthewse,Nick Orchowskie, Mark Eastona, Milan Brandta. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser cladded AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates Surface & Coatings Technology 333 (2018) 210–219.
3. Jorge M. Lourenço, Shi Da Sun , Khan Sharp , Vladimir Luzin , Aloisio N. Klein , Chun H. Wang ,Milan Brandt. Fatigue and fracture behavior of laser clad repair of AerMet 100 ultra-high strength steel. International Journal of Fatigue 85 (2016) 18–30.
4. Enkang Haoa, Xiaoqin Zhaoa , Yulong Ana , Wen Denga , Huidi Zhoua , Jianmin Chena The effect of pre-oxidation on microstructure, mechanical properties and high-temperature tribological behaviors of HVOF-sprayed NiCoCrAlYTa coating. Contents lists available at Science Direct Applied Surface Scien10.

- M.C.Chaturvedi. Welding and joining of aerospace materials. Woodhead Publishing.-2011.- 448p.
5. M.F. Montemor. Functional and smart coatings for corrosion protection: A review of recent advances. *Science Direct Surface & Coatings Technology journal* homepage: www.elsevier.com/locate/surfcoat.
 6. M.C.Chaturvedi. Welding and joining of aerospace materials. Woodhead Publishing.-2011.- 448p.
 7. Lech Pawlowski. Finely grained nanometric and submicrometric coatings by thermal spray-ing: A review. [Surface and Coatings Technology 202 (2008) 4318–4322.]
 8. Mukhacheva T., Dyakov I., Belkin P. Features of two-component saturation of structural steels with nitrogen and carbon during anodic electrolyte heating.- *Questions of material sci-ence*, 2009, no. 2(58), pp. 38-45
 9. P.Rokicki. Induction hardening of tool steel for heavily loaded aircraft engine components. *Arch. Metall. Mater.* 62 (2017), 1, 315-320.
 10. Harisha S. R., Sathyashankara Sharma, U. Achutha Kini, Gowri Shankar M. C. Study on Spheroidization and Related Heat Treatments of Medium Carbon Alloy Steels. *MATEC Web of Conferences* 144, 02008 (2018) [https://doi.org/10.1051/matecconf/201814402008.RiMES 2017](https://doi.org/10.1051/matecconf/201814402008)
 11. Shi Da Suna, Daniel Fabijanic, Cameron Barra, Qianchu Liud, Kevin Walkerd, Neil Mat-thewse,Nick Orchowskie, Mark Eastona, Milan Brandta. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser cladded AISI 420 stain-less steel powder on 300M steel substrates *Surface & Coatings Technology* 333 (2018) 210–219.
 - 12.Бородулин Г.М. Нержавеющая сталь / Г.М. Бородулин, Е.И. Мошкович. – М.: Металлургия,1973. – 320 с.
 13. Ульянин Е.А. Коррозионные стали и сплавы: справочник / Е.А Ульянин. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
 14. Паршин, А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющих сталей и сплавов, применяемых в судостроении / А.М. Паршин. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
 15. Пат. 2508410 Российская Федерация, МПК C21D6/02, C21D9/30. Способ термической обработки деформируемой коррозионно-стойкой стали 17Х17Н2/ Васильев В.А., Малов В.С.; заявитель и патентообладатель Нижегородский гос. техн. университет.- № 2012150226/02; заявл.23.11.12; опубл.27.02.14 , Бюл.№ 6.-5с.
 16. В.С. Маслов, В.А. Васильев. Исследование дефектов кованых заготовок из стали 14Х17Н2// Металлургия и материаловедение. Труды Нижегородского госуд.техн. университета им. Р.Е.Алексеева/ Изд-во НГТУ.- № 1(98).- 2013.- С.229-235.

17. З.О. Буренок. Исследование режима термической обработки жаропрочной, коррозионностойкой стали 14Х17Н2// Труды международной научно-технической конференции «Современные направления фундаментальных и прикладных исследований». 18-30 марта 2014г. URL: <http://www.sworld.com.ua/>.
18. Материаловедение: Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова.- М.: Машиностроение, 1986.- 384с.
19. Е.В. Лукьяненко, В.В. Овчинников, В.В. Истомин-Костровский, Ю.М. Боровин, Т.Ю. Скакова. Влияние многоэлементной ионной имплантации на структуру поверхностного слоя и износстойкость деталей из стали 30ХГСН2А// Машиностроение и инженерное образование.-2014. №1. С8-15.
20. РД 50-672-88. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов излома металла. М.: Изд-во стандартов.- 1988.-21с.
21. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия.- 1986.-480с.
22. Справочник по конструкционным материалам: Б.Н. Арзамасов, Т.В. Соловьева, С.А. Герасимов и др.; Под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой.-М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005.-640с.
23. Eleanor Redmore, Xiaoying Li, Hanshan Dong. Tribological performance of surface engineered low-cost beta titanium alloy. Wear 426-427 (2019) 952-960.
24. Функциональные покрытия для имплантационных материалов. Гнеденко С.В., Шаркеев Ю.П., Синебрюхов С.Л., Хрисанфова О.А., Легостаева Е.В., Завидная А.Г., Пузь А.В., Хлусов И.А. // Тихоокеанский медицинский журнал. 2012.-№1.-с.12-19.
25. В.В. Чебодаев, Е.Г. Комарова, Ю.П. Шаркеев. Сравнительные исследования физико-химических свойств микродуговых кальцийфосфатных покрытий на нелегированном титане и сплаве Ti- 40 масс.%Nb. Известия Самарского научного центра Российской академии наук.- 2014.- том 16, №4(3). – с.654-658.
26. Шахов С.В. Влияние газонасыщенных слоев и оксидных пленок, формирующихся при воздушном отжиге, на сопротивляемость тонколистовых титановых полуфабрикатов динамическим нагрузкам. Автореф...дис. кан. техн. наук.- Москва.: 1919.- 23с.
27. H.Dong, T.Bell. Enhanced wear resistance of titanium surfaces by a new thermal oxidation treatment. Wear 238(2000) 131-137.
28. Теплова Л.А., Шашков Д.Н., Юдина Н.С. Влияние лазерного легирования на упрочнение титана и его сплавов/ Лазерная термическая и химико-термическая обработка в машиностроении// - М.: МАДИ,- 1985.- С. 54-56.

29. Великевич С.П., Береза Н.А., Бушик С.Б. Закономерности изменения морфологии фронта кристаллизации титановых сплавов после борирования с помощью луча непрерывного CO₂- лазера/ Физика и химия обработки материалов //.- №2.-1990,-С. 24-30.
30. Лазаренко Б.Р., Михайлов В.В., Гитлевич А.Б . Лазерное воздействие на покрытия, получаемые методом электроискрового легирования/ Электронная обработка материалов //.-№ 3.- 1987.-С. 24-25.

Цель исследования: установление новых закономерностей структурно-фазовых превращений, протекающие в высокопрочных сталях и сплавах, и разработка на их основе новых режимов термической и поверхностной обработки с целью предотвращения преждевременных разрушений гидравлических устройств и демпферов авиационной техники.

Научная новизна работы:

- установлено, что оптимальным режимом ЛПЛ титана медью является режим с толщиной медного покрытия 10 мкм и скоростью перемещения лазерного луча $V_h=2,5$ мм/с при плотности мощности излучения 32,6 Вт/мм². Режим обеспечивает получение наиболее однородной структуры зоны оплавления с высоким содержанием меди и повышенными значениями микротвердости 7000–7200 МПа.

- показано, что интерметаллиды, определяющие упрочнение поверхностных слоев, распространяются до глубины 30-35 мкм; по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью и фиксируются в последовательности TiCu₂, Ti₂Cu. Медь в виде твердого раствора отсутствует на глубине уже 10 мкм от поверхности.

- установлены закономерности формирования фазового состава по глубине поверхностного слоя, получаемого при лазерном поверхностном легировании титана медью.

- установлено повышение жаростойкости образцов титана после ЛПЛ медью. Так потери массы образцов за счет удаления образовавшегося оксидного слоя при 250-800 °С (выдержка 500 часов) уменьшаются с 4-15% до 0,5-5%. Износстойкость за счет ЛПЛ медью может быть повышена в 3-3,2раза.

- установлены механизмы преждевременного разрушения высокопрочных легированных сталей и титановых сплавов, в том числе с гальваническим хромовым покрытием, в условиях комплексного воздействия значительных статических и ударных воздействий, циклических нагрузок и износа, характерного для гидравлических цилиндров и демпферов авиационной техники;

- установлена взаимосвязь между содержанием примеси азота в сталях и склонностью к обезуглероживанию и прокаливаемостью; зональное повышение содержания азота обуславливает повышение склонности к обезуглероживанию и понижение прокаливаемости;
- выявлены особенности формирования структуры и свойств высокопрочных сталей (30ХГСН2А, 14Х17Н2, ВКЛ-3) и титанового сплава ВТ22 в процессе варьирования видов и режимов термической обработки;
- показано, что обезводороживание гальванического хромового покрытия по предложенному режиму позволяет уменьшить степень его дефектности;
- установлены закономерности влияния исходного состояния порошковых смесей и параметров газотермического напыления (в вариантах APS и HVOF) на характеристики качества износостойких и антифрикционных покрытий, наносимых на высокопрочные стали и титановые сплавы;

Практическая значимость работы:

- разработаны режимы термической обработки высокопрочных сталей для гидравлических цилиндров и демпферов авиационного назначения, обеспечивающие повышение их надежности, за счет исключения случаев их преждевременного разрушения;
- разработаны вид и режимы повторной термической обработки высокопрочных сталей для корпусов гидравлических аппаратов и титановых сплавов для штоков демпферов авиационного назначения, позволяющие достигать требуемого уровня свойств, в случае его неудовлетворительного уровня после первой термической обработки;
- разработаны режимы нанесение газотермических покрытий (в вариантах APS и HVOF) на высокопрочные стали и титановые сплавы, позволяющие получать износостойкие и антифрикционные покрытия с характеристиками, отвечающими требованиям нормативных документов для гидравлических цилиндров и демпферов авиационного назначения;
- предложены режимы поверхностного лазерного легирования медью технического титана, позволяющие значительно повысить его жаростойкость и износостойкость, что позволяет перейти к отработке этого процесса на высокопрочных титановых сплавах ВТ22 для авиационных демпферов;
- результаты исследования внедрены при разработке технологических процессов термической обработки деталей «Корпус» гидравлических цилиндров и поглощающих аппаратов авиационной и транспортной техники, а также приняты к опытному использованию рекомендации по дистанции напыления, размерам и формам частиц порошков для получения качественных износостойких и антифрикционных покрытий на сталь 30ХГСН2А и титановый сплав ВТ22 при плазменном и сверхзвуковом газопламенном напылении в модификации HVOF и

APS на АО «Авиагрегат», а также использованы в учебном процессе кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет».

Методология и методы исследования:

Методология работы состояла из теоретического изучения литературных источников, планировании исследований и интерпретации их результатов на основе научных положений материаловедения, машиностроения, теории и технологии термической обработки, технологии нанесения покрытий, статистического анализа, а также практических экспериментальных методов исследования, к которым относятся сканирующая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ, микрорентгеноспектральный анализ, оптико-эмиссионный анализ, оптическая микроскопия, механические испытания.

В первой части работы проанализированы условия эксплуатации гидравлических цилиндров, поглощающих аппаратов и демпферов для авиационной и транспортной технике; выявлены требования по характеристикам свойств применяемых сталей и титановых сплавов. Установлены особенности химического состава и формирования структуры высокопрочных сталей и сплавов авиационного назначения, проанализированы современные методы их термического и поверхностного упрочнения. На основании выполненного анализа сформулированы цель и задачи работы.

Во второй части работы исследованы материалы, методы и методики исследований. Изложены методические особенности проведения термической и поверхностной обработок, выполненных структурных и физико-механических исследований, методики определения прочности сцепления покрытий с основой, рентгенофазовый анализ, микрорентгеноспектральный анализ, оптико-эмиссионный анализ, оптическая микроскопия, испытания гидравлических устройств и демпферов.

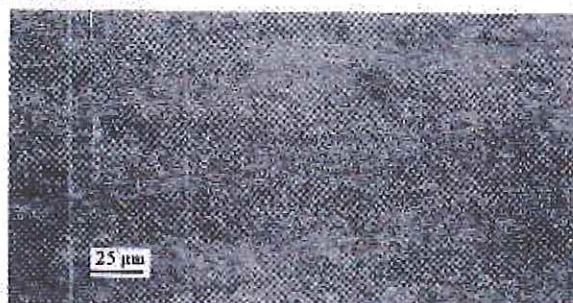
В третьей части работы исследованы случаи преждевременного разрушения гидравлических устройств, поглощающих аппаратов и демпферов авиационной и транспортной техники. **В разделе 1 третьей части** Проанализированы случаи разрушения гидравлических устройств, поглощающих аппаратов и демпферов авиационного назначения в ходе приемо-сдаточных испытаний. В зоне разрушения корпусов из стали 30ХГСН2А выявляется вязкий излом статического характера. Процесс разрушения инициирован в донной части корпуса, а затем развивается вдоль его образующей по направлению волокон макроструктуры.

Таблица №1 - Уровень механических свойств образцов, вырезанных из горячекатаных прутков стали 30ХГСН2А и подвергнутых термической обработке

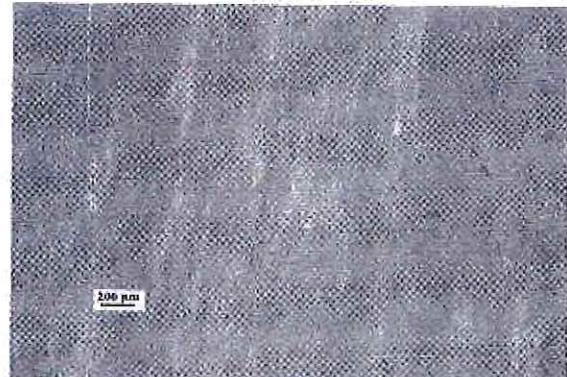
Источник	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	$\varphi, \%$	НВ, МПа	KСU,
----------	---------------------	----------------	--------------	---------------	---------	------

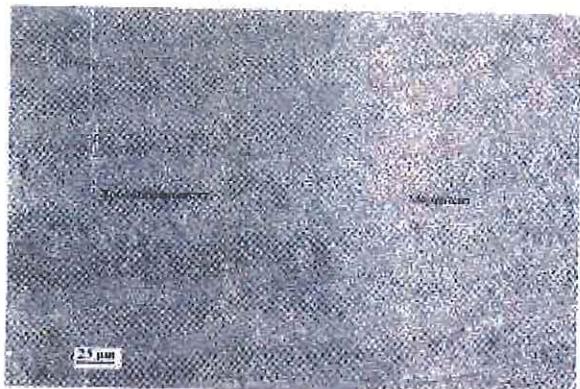
получения данных	МПа	МПа				кДж/м ²
Результаты по пруткам семи плавок	1590- 1670	1390- 1470	8,0- 13,0	35,0- 54,0	4600-4950	400-680
Требования НД	≥ 157	≥ 13	$\geq 8,0$	$\geq 35,$	≥ 4440	≥ 390

Выполнен химический анализ (оптико-эмиссионный метод) образцов, вырезанных из разрушенных деталей. Установлено, что содержание углерода, основных легирующих элементов и вредных контролируемых примесей (серы и фосфора) соответствует нормативным документам. Вместе с тем, содержание азота в отдельных зонах сечения корпуса существенно превышает требования ($\leq 0,012$ мас. %) и результаты определения по ковшовой пробе (0,01- 0,009 мас. %) при выплавке стали. Следует обратить внимание и на весьма значительное суммарное содержание легкоплавких примесей (мышьяк, свинец, сурьма, олово), достигающее 0,025 мас. %. Известно, что содержание последних в количествах даже 0,003- 0,005 мас. % ухудшает служебные характеристики легированных сталей, их пластичность и вязкость.



a)





б)

Рисунок 1 - а) троостомартенсит с областями свободного феррита; б) разноструктурная (разнополосчатая) структура

В третьей части работы исследованы случаи преждевременного разрушения гидравлических цилиндров, поглощающих аппаратов и гидравлических демпферов авиационного назначения. В разделе 2 третьей части проанализирован очаг разрушения расположенный на внутренней поверхности корпуса гидравлического устройства и далее разрушение развивается вдоль его образующей.

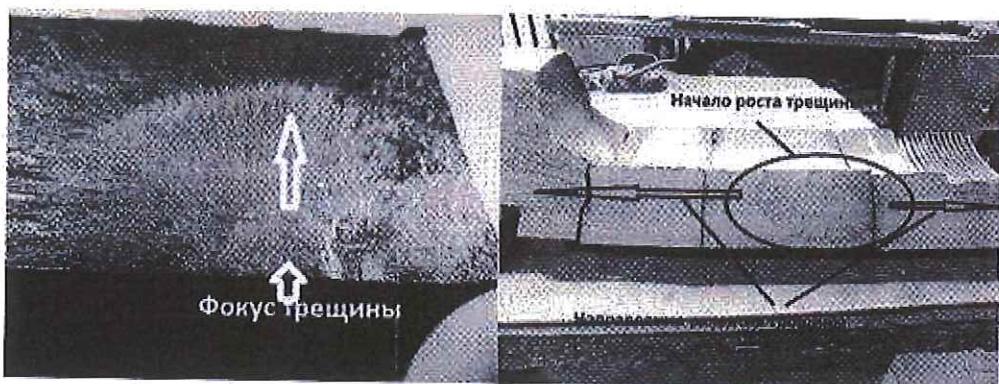
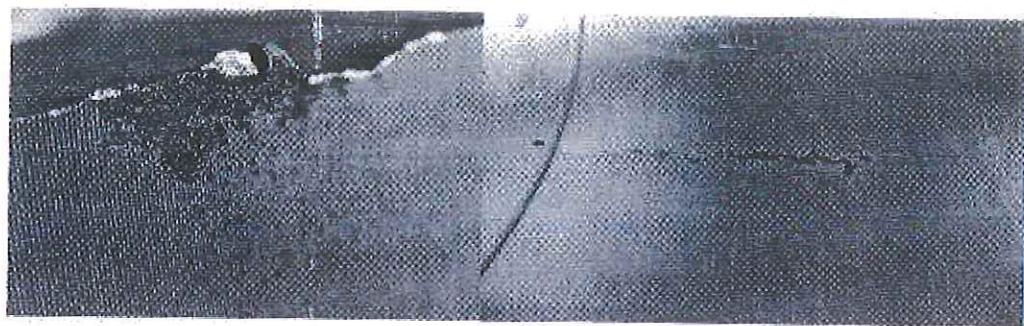
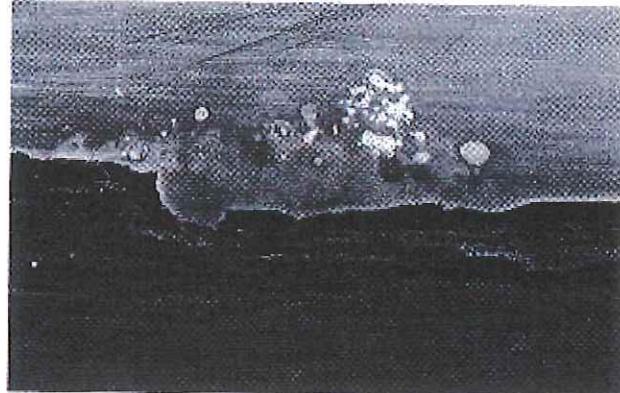


Рисунок 2 - Области зарождения и развития разрушения при эксплуатации гидравлических корпусов.

Излом имеет строение, характерное для усталостного разрушения. На внутренней поверхности корпуса в области зарождения усталостного повреждения обнаружены продольные задиры от перемещения штока с поршнем. Непосредственно в месте задира выявлены трещины и внедренные в поверхность частицы хромового покрытия, нанесенного на шток. Частицы имеют твердость 61 HRC. В процесс электролитического хромирования на поверхность штока наносится слой хрома толщиной 90 мкм, который затем подвергают шлифованию до толщины 30-60 мкм.



а)



б)

а) трещины хромового покрытия; б) частицы хромового покрытия

Рисунок 3 - Трещины и частицы хромового покрытия в месте задира

Таким образом, причиной разрушения изделий в процессе эксплуатации является разрушение хромового покрытия штока, появление задиров на поверхности корпуса и последующее зарождение в зоне задира усталостной трещины.

Также сколы хромового покрытия выявлены при эксплуатации дет. штоке гидравлических демпферов авиационного назначения, изготовленных из титанового сплава ВТ22 (рис.4). Анализ технологического процесса показал, что причинами

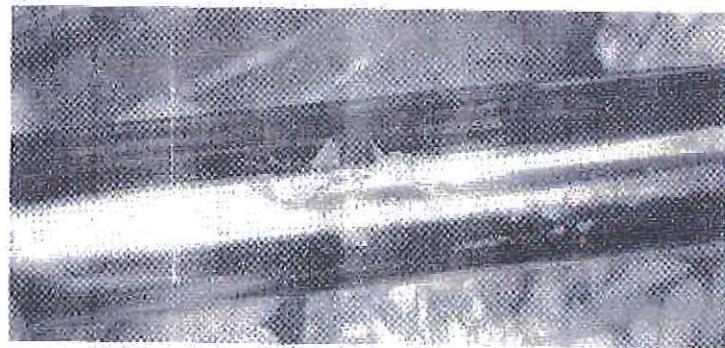
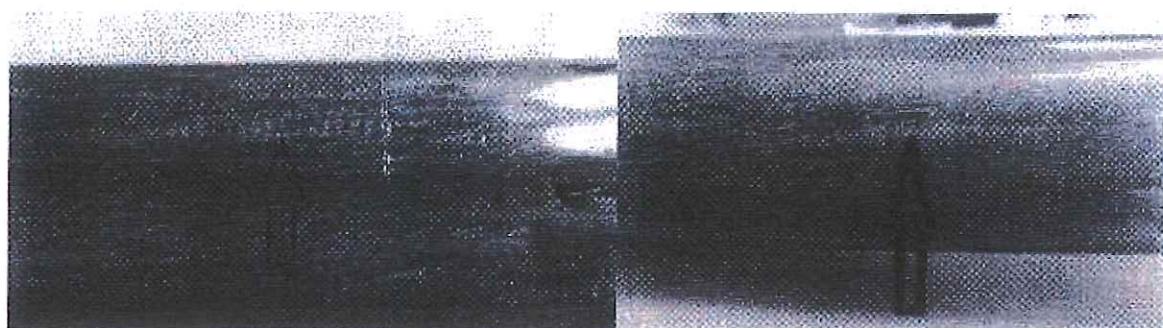


Рисунок 4 - Сколы хромового покрытия на штоке из сплава ВТ22

появления сколов являются либо присутствие прижогов на поверхности штоков (рис.5), либо низкая адгезия слоя хрома из-за неудовлетворительной промывки изделий перед нанесением покрытия.



а)

б)

а) в виде череды поперечных полос; б) в виде широких полос вдоль образующей

Рисунок 5 - Прижоги на поверхности штока

В этой связи оправданными выглядят рекомендации о замене процесса нанесения электролитического покрытия на более прогрессивные, экологически чистые и технологически стабильные процессы поверхностной обработки штоков, например, методами термического напыления (плазменным или сверхзвуковым газопламенным напылением в модификации HVOF). Отработка методов поверхностного упрочнения штоков гидравлических устройств, поглощающих аппаратов и демпферов проведена в 5 части работы.

В четвертой части работы выполнена разработка режимов термической обработки сталей, используемых в конструкциях гидравлического цилиндра и поглощающих устройств. В разделе 1 четвертой части реализован поиск режимов окончательной термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А, которые позволили бы устранить возможное негативное влияние зональной ликвации на прокаливаемость и обезуглероживание, уровень твердости и других свойств.

Установлено, что полностью годные партии деталей обеспечивают режимы А - $T_3 = 900^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 180$ мин, $T_o = 210^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 180$ мин и Б - нагрев в вакууме, $T_3 = 900^{\circ}\text{C}$, $\tau_3 = 360$ мин, $T_o = 210^{\circ}\text{C}$, $\tau_o = 240$ мин. Причем применение режима А в качестве повторной термической обработки позволяет исправлять нежелательные последствия обработки и по другим исследованным режимам. В табл.3 приведены результаты оценки механических свойств корпусов, обработанных по режимам А и Б.

Таблица №2. Значения механических свойств корпусов из стали 30ХГСН2А

Вариант			
---------	--	--	--

термической обработки	σ_b , МПа	δ , %	KСU, кДж/м ²
А	1600-1680	12,8-13,2	790-820
Б	1770-1780	12,8-13,6	860-920

Как видно из таблицы №2 режимы термической обработки А и Б обеспечивают уровень механических свойств, требуемый НД микроструктура в донной части корпуса после термической обработки по режиму А представляет собой мартенсит отпуск, что свидетельствует о достаточной прокаливаемости стали.

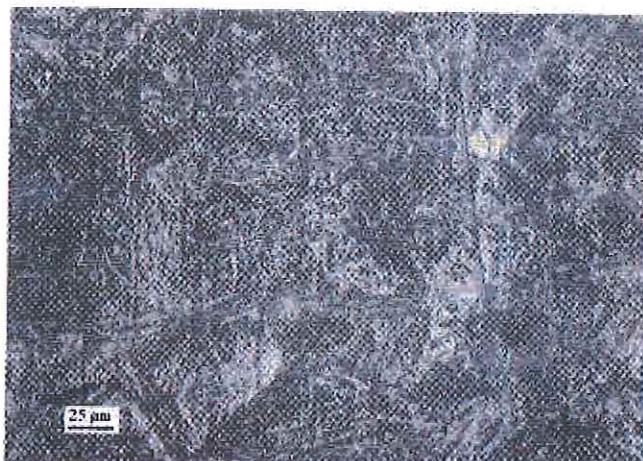


Рисунок 6 - Микроструктура стали 30ХГСН2А в донной части корпуса после термической обработки по режиму А.

Уменьшение длительности выдержки при закалке приводит к уменьшению глубины развития обезуглероживания, что позволяет полностью избавляться от него при использовании припуска на механическую обработку равного 1 мм.

Уменьшение температуры и длительности отпуска позволяет уменьшить степень распада мартенсита, это позволяет повысить твердость стали и скомпенсировать ее снижение, что может быть необходимо в случае проявления начальных стадий обезуглероживания в сталях с избытком азота, если сокращение t_3 полностью предотвратить это не позволяет.

Далее выполнена дополнительная отработка возможных вариантов корректирующей термической обработки корпусов гидравлических устройств из стали 30ХГСН2А для устранения их несоответствий по уровню механических свойств. Несмотря на выявленное соответствие исходных заготовок требованиям НД, установлены случаи получения пониженной твердости изготовленных из них корпусов гидравлических и поглощающих аппаратов после окончательной термической обработки и их разрушения при приемочных испытаниях или в процессе эксплуатации. Такая ситуация выявлена при содержании углерода в стали на нижнем допустимом уровне. В этой связи, исследованы различные варианты корректирующей термической обработки.

Установлено, что режим окончательной термической обработки с временем выдержки при температуре закалки 150 мин и временем пребывания изделий в масле при закалке не менее 90 мин позволяет увеличить количество годных изделий до 95% (в лучшем случае 50-63% при иных режимах). Режим повторной термической обработки, включающий нормализацию, закалку и отпуск при 210 °C, позволяет достигнуть требуемый уровень твердости у 80% изделий, имеющих неудовлетворительный уровень твердости после первой термической обработки.

В пятой части исследования выполнена разработка режимов поверхностного упрочнения штоков с поршнем авиационной назначения. В разделе исследованы процессы газотермического напыления покрытий. Для нанесения защитных износостойких покрытий методами воздушно-плазменного напыления (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления в модификации HVOF использована порошковая смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 (химический состав, вес. % - 85% карбида хрома, 15 % смеси, состоящей из 20% хрома и 80% никеля). Для реализации метода HVOF – смесь на основе карбида хрома – Cr₃C₂ – 20NiCr (химический состав, вес. % - 80% карбида хрома, 15% никеля и 5% хрома), а также смесь WC – Co- Cr – 86/10/4 (химический состав, вес. % - 86% карбида вольфрама, 10% кобальта и 4% хрома).

Перед нанесением покрытий поверхность образцов подвергалась обезжириванию, промывке и дробеструйной обработке не более чем за два часа до начала нанесения. Использована установка высокоскоростного и плазменного напыления HVP (производитель – компания GTV, Германия).

Исследования показали, что покрытия с наилучшими показателями качества получены при использовании сферической формы частиц и дистанции напыления 120-140 мм для метода APS и 270-300 мм для метода HVOF. Отработаны режимы процессов газотермического напыления. При проведении контроля качества нанесенных покрытий оценивались: внешний вид, толщина, прочность сцепления, микротвердость и пористость.

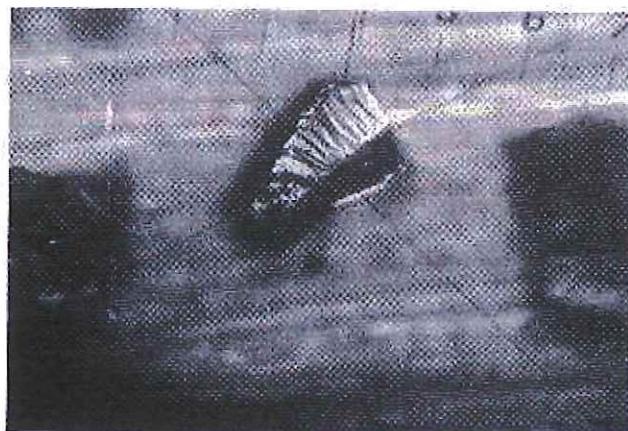


Рисунок 7 -

Напыляемый материал – порошковая смесь ПС – 85КдХ + 15Х20Н80. Размер частиц – 20-63 мкм осколочная форма частиц.

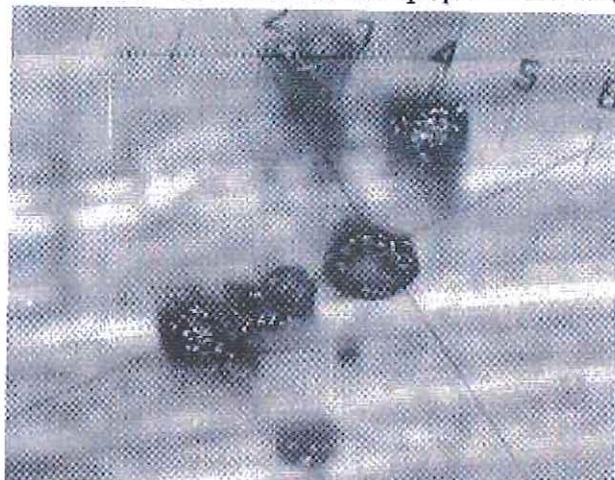


Рисунок 8 - Напыляемый материал - порошковая смесь Cr₃C₂ – 20NiCr .
Размер частиц – 20-63 мкм сферическая форма частиц

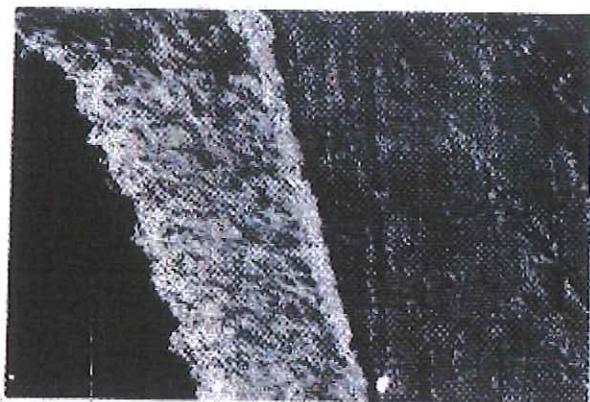
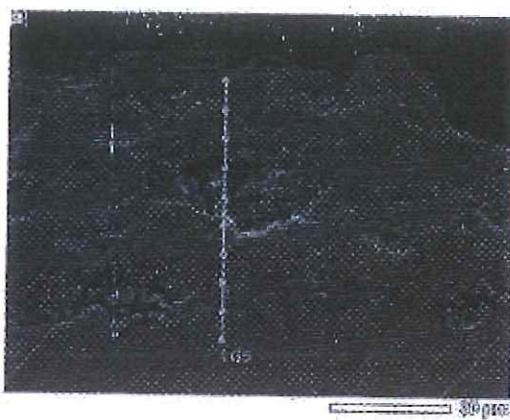
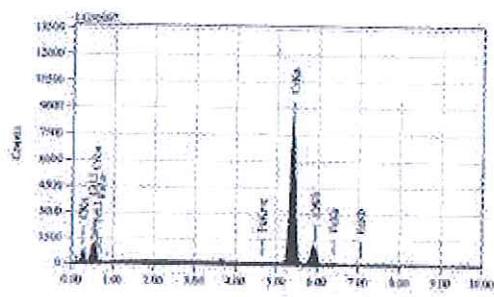


Рисунок 9 - Покрытие, полученное методом HVOF на стали 30ХГСН2А из порошковой смеси ПС – 85КдХ + 15Х20Н80

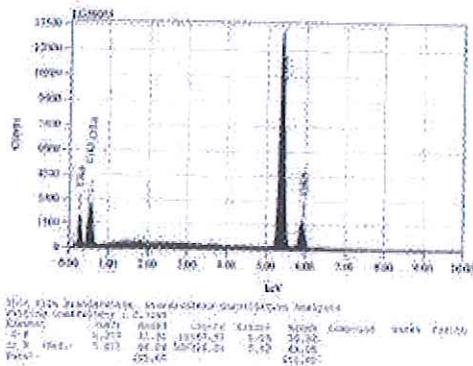
Выполнен микрорентгеноспектральный анализ по толщине полученных покрытий. Установлено, что в покрытии ПС – 85КдХ + 15Х20Н80, полученном методом APS, присутствуют карбиды сложной формы, расположенные в хромово-никелевой связке. Выявлено наличие карбидов двух стехиометрических составов – Cr₇C₃, химический состав ат. % - 74,77 Cr; 24,62 C (рис. 10 а – восьмая точка снизу на линии LG5; рис. 3б) и Cr₃C₂, химический состав ат.% - 63,08 Cr; 36,92 C (рис. 10 а – шестая точка снизу на линии LG5; рис.в).



а)



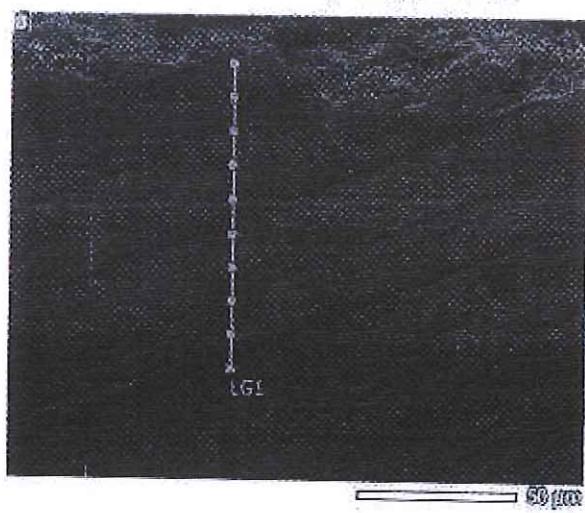
б)



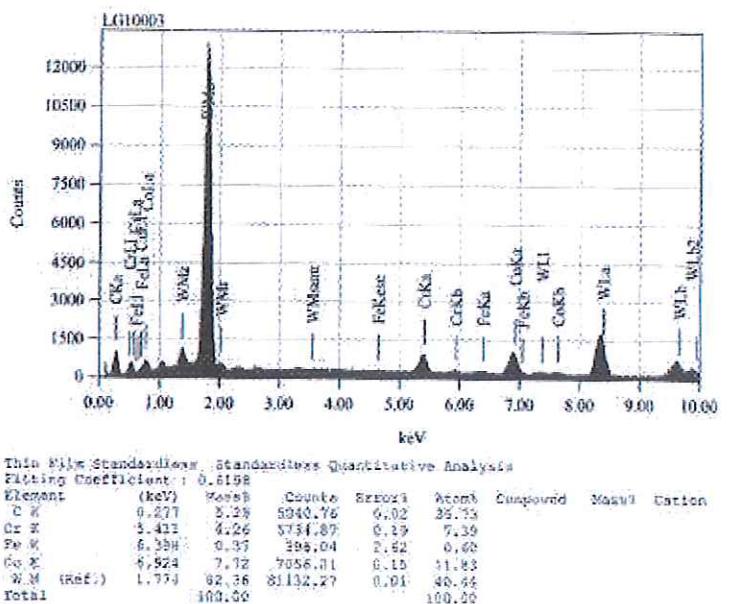
в)

Рисунок 10 - Микроструктура покрытия ПС – 85КдХ + 15Х20Н80 (а); микрорентгеновский спектр и химический состав в точке восьмой снизу (б) и шестой снизу (в) на линии LG5.

В покрытии WC – Co – Cr – 86/10/4, полученном методом HVOF, присутствуют карбиды WC (основное количество) и W₂C (незначительное количество). Карбиды W₂C присутствуют в покрытии до толщины ~ 20 мкм от основы, а далее установлено наличие только карбидов WC.



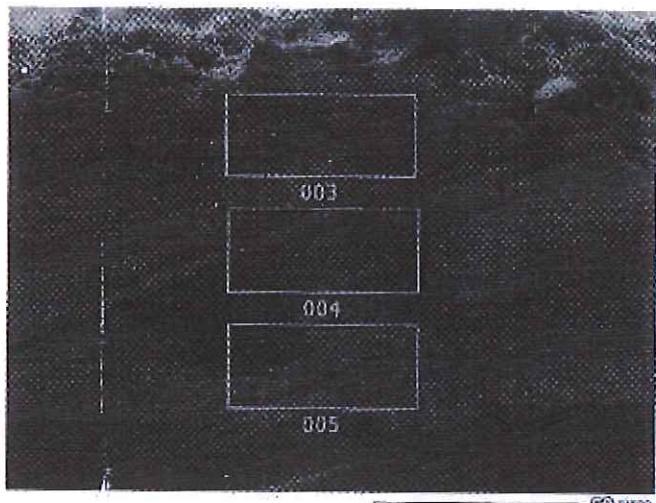
а)



б)

а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав

Рисунок 11 – Микроструктура, микрорентгеновский спектр и химический состав, в точке четвертой снизу на линии LG1, покрытия WC – Co- Cr – 86/10/4



а)

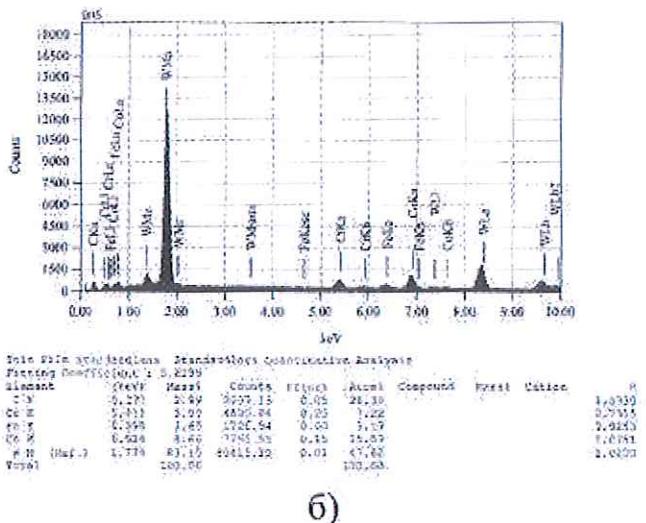


Рисунок 12 - а) микроструктура покрытия; б) микрорентгеновский спектр и химический состав

В пятой части проведена отработка режимов поверхностной обработки штоков и поршней демпферов авиационного назначения.

Выполнены исследования процесса нанесения антифрикционного бронзового покрытия на сплав BT22 методом APS на установке напыления HVP. Реализованы два варианта формирования покрытий: первый – нанесение бронзового покрытия непосредственно на поверхность сплава BT22; второй – нанесение бронзового покрытия с использованием подслоя. При проведении напыления использован порошок ПР-БрА9 (фракция 40-100мкм). Порошок получен методом распыления, форма частиц – сферическая. При реализации второго варианта для напыления подслоя использован порошок ПН75Ю23В (ВКНА) фракции 40-100 мкм. Порошок получен методом восстановления, форма частиц – округлая.

Выполнены исследования процесса нанесения антифрикционного бронзового покрытия на сплав BT22 методом APS на установке напыления GTV. Реализованы два варианта формирования покрытия: №1 – нанесение бронзового покрытия непосредственно на поверхность сплава BT22; №2 – нанесение бронзового покрытия с использованием подслоя. При проведении напыления использован порошок ПР-БрА9 (фракция 40-100мкм) химического состава (вес. %): 9,2Al; 0,11Fe; 0,1Zn; 0,1Si; Pb, Sn, Sb, P 0,05 каждого; остальное Cu. Порошок получен методом распыления, форма частиц – сферическая.

При реализации варианта №2 для напыления подслоя использован порошок ПН75Ю23В (ВКНА) фракции 40-100 мкм и химического состава (вес. %): 23,8 Al; 2,57Cr; 1,1W; 0,82Co; 0,58Mo; 0,36Ti; 0,1Fe; 0,1Ca; 0,046C; 0,015P; 0,014S; остальное Ni. Порошок получен методом восстановления, форма частиц – округлая.

Вопросы подготовки поверхности и основные режимы процесса напыления приведены в разделе 5 диссертации. Использована струйно-абразивная обработка, обеспечивающая высоту микронесплошностей – R_z 20-40 мкм. Напряжение на дуге плазмотрона составляло 28-30 В, дистанция напыления - 80 - 100 мм.

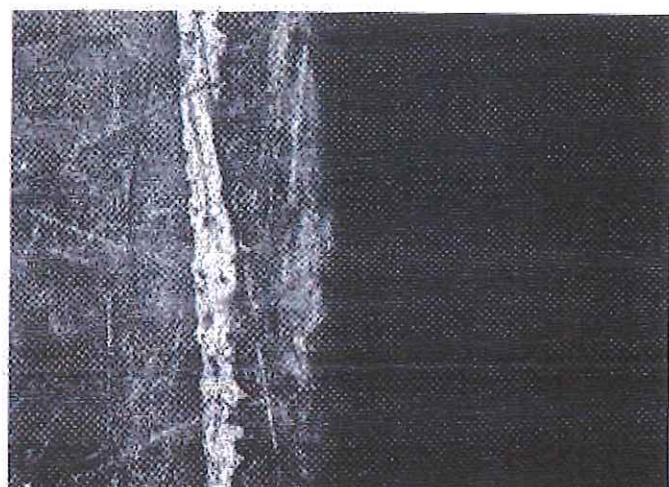
На рисунке 13 и 14 приведена микроструктура покрытия, полученного по двум вариантам его нанесения.



а)

а) вариант нанесения №1 - без подслоя

Рисунок 13 - Микроструктура покрытия на поверхности сплава BT22



б)

б) вариант нанесения №2 - с подслоем ВКНА

Рисунок 14 - Микроструктура покрытия на поверхности сплава BT22

Толщина подслоя ВКНА составляет порядка 100мкм, покрытия бронзы – до 400 мкм.

Установлено, что предлагаемые режимы плазменного напыления позволяют получать на установке APS бронзовое покрытие с характеристиками,

удовлетворяющими требованиям нормативных документов (прочность сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ не менее 30 МПа, пористость 0,5-10%) , при бронзировании с подслоем ВКНА. Нанесение слоя бронзы без подслоя не обеспечивает требуемый уровень прочности сцепления.

Поверхностное упрочнение титана и его сплавов широко используется при изготовлении тяжелонагруженных изделий авиационно-космической техники для повышения износостойкости, коррозионной стойкости и жаростойкости.

Исследовано лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ) железом технически чистого титана ВТ1-0. Выбираемые параметры обработки должны обеспечивать оптимальное формирование и состояния ванны расплава, а также надлежащее качество поверхностного слоя по структуре и свойствам. Так при малом значении плотности мощности ЛИ $q=45 \text{ Вт}/\text{мм}^2$ ($P=220 \text{ Вт}$) образования зоны ЛПЛ железом не наблюдается, что обусловлено физическими свойствами легирующего элемента. Необходимо увеличение q до $130 \text{ Вт}/\text{мм}^2$ ($P=630 \text{ Вт}$ и диаметр пятна – 2,5 мм), что приводит к образованию расплавленной ванны с требуемыми параметрами.

Исследование фазового состава, структуры и свойств поверхности титана (марка ВТ1-0) выполнено при скоростях перемещения луча лазера 0,5 и 1,66 $\text{мм}/\text{с}$ и мощности излучения $P=630 \text{ Вт}$ на установке «Катунь».

Таблица № 3 - Характеристики зоны оплавления поверхности титана после ЛПЛ железом

Толщина покрытия железом перед обработкой, мкм	Скорость перемещения луча лазера, $\text{мм}/\text{с}$	Глубина оплавленной зоны, мкм	Количество железа в области легирования, %	Микротвердость в оплавленной зоне, МПа	
				центр	периферия
10	0,5	128	8,3	5000 -	9000 -
				5200	10000
10	1,66	50	20,0	8900 -	8900 -
				9100	9100

Представленные результаты показывают, что распределения микротвердости на поверхности поперек дорожки воздействия лазера при разных V_l различны. При $V_l=0,5 \text{ мм}/\text{с}$ имеет место сильно различающееся увеличение микротвердости по ширине дорожки воздействия лазера, что обусловлено формированием слоистой структуры, в условиях когда температура и энергия в начальный момент взаимодействия имеют максимальные значения на поверхности и в центре пятна. Из центра ванны расплава перегретый металл

силами поверхностного натяжения переносится к краям ванны. При этом в центре пятна нагрева из-за ухода разогретого металла открывается непрогретый нижележащий слой и формируется зона с пониженной температурой. Из прилегающей кольцевой зоны расплав по инерции и под действием термокапиллярных сил продолжает двигаться к краю ванны, а затем движется обратно к центру. Далее в центре достигается наибольшая температура, что обуславливает формирование структуры перегрева. Для такой структуры при ЛПЛ железом при $V_l=0,5$ мм/с установлено значительное снижение микротвердости (до 5000 МПа). В тоже время периферийная часть упрочненной дорожки имеет повышенную (до 9000–10000 МПа) микротвердость. Увеличение скорости прохода лазерного луча до 1,66 мм/с приводит к снижению времени воздействия, что исключает пиковый рост температуры в зоне воздействия и формирование структуры повышенной неравновесности. При данной скорости установлена однородная микротвердость ~9000 МПа . Если $V_l=1,66$ мм/с, то имеет место уменьшение объема расплава (с 128 до 50 мкм) и увеличение насыщенности титана легирующим элементом (см. табл. 1).

Полученные рентгенограммы с поверхности образцов титана с ЛПЛ железом ($V_l=0,5$ и 1,66 мм/с) позволили выявить отражения от линий (110) железа и (100), (002), (101) титана. О наличии линий фаз Ti_2Fe и $TiFe$, соответствующих равновесной диаграмме состояния $Ti - Fe$, можно делать только качественные выводы, поскольку их наиболее интенсивные линии углу отражения совпадают с линиями, соответствующими α - Ti и Fe . Рентгенограммы подтверждают наличие β -фазы. При этом "расщепления" гексагональной фазы при легировании железом не наблюдается.

Для выявленной рентгенографически α' -фазы характерно размытие интерференционных линий гексагонального α - Ti , расположенных под большими углами отражения, что связано с появлением значительных упругих искажений кристаллической решетки. Из-за нечеткости линий не удается достоверно количественно оценить величину изменения параметров решетки α' -фазы при легировании железом. Однако исследования подтверждают , что с возрастанием концентрации легирующего элемента при $V_l=1,66$ мм/с параметры α' -фазы уменьшаются. Трансформацию структуры в зоне ЛПЛ железом исследовали также по изменению ширины линий $\alpha(\alpha')$ -титана, что показывает степень несовершенства кристаллического строения. При изучении субструктуры зоны расплава, сформированной в процессе двойной фазовой перекристаллизации $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$ в условиях быстрого лазерного нагрева, было установлено, что при увеличении V_l от 0,5 до 1,66 мм/с ширина линий (002) и (004) α - Ti заметно (более

чем на 20%) возрастает. Уширение линий вызвано повышением плотности дефектов кристаллической решетки.

Изучено строение различных участков области расплава, формирующихся при ЛПЛ титана железом при варьировании скорости перемещения луча лазера.

Скорость $V_a=0,5$ мм/с. На рис.2 показана трансформация структуры в поперечном сечении расплавленной зоны металла, которая свидетельствует о неоднородности микроструктуры. Центральная область расплава (рис.15.а) представляет собой двухфазную смесь эвтектоида и зерен α -Ti ; эвтектоид располагается в виде участков размером до ~30 мкм.

В обе стороны от центра расплавленной области (в периферийных зонах (рис.15, в)) распространяется эвтектоидная структура, имеющая повышенную микротвердость. Кристаллиты в этой области направлены в сторону максимального теплоотвода, ориентированного от центра зоны облучения. Четко выражена граница раздела между основным металлом и зоной легирования в ванне расплава. В основной металл распространяются участки расплава, ставшие при охлаждении квазиэвтектоидом и имеющие протяженность ~25 мкм

Выявленное содержание железа в ванне расплава и зоне термического влияния показано на рис.16.

Концентрационные кривые показывают как глубину расплавленной зоны, так и размер зоны наличия твердого раствора железа в титане, которая имеет вид игольчатого мартенсита. Глубина зоны твердого раствора при $V_a=0,5$ мм/с имеет значение ~50 мкм.

Установлено, что при ЛПЛ железом с $V_a=0,5$ мм/с формируется область перегрева с пониженной микротвердостью в центре расплавленной зоны, а по краям области образуется эвтектоидная структура с высоким уровнем микротвердости. Для предотвращения образования столь неоднородной структуры и формирования повышенной равновесности состояния в переходной области между жидкой и твердой фазами целесообразно увеличение значения V_a .



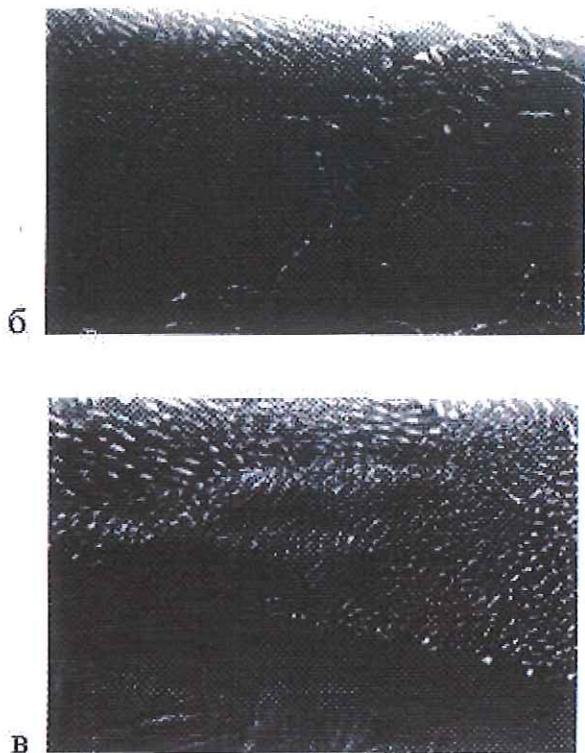


Рисунок 15 - Строение расплавленной зоны титана в поперечном сечении при ЛПЛ железом ($P=630$ Вт и $V_l=0,5$ мм/с):
 а – центр зоны расплава (х 2000); б – периферия зоны расплава (х 2000);
 в – переходная область расплава от центра к периферии зоны расплава (х 2000)

Скорость перемещения лазерного луча $V_l=1,66$ мм/с. Наибольшая протяженность расплавленного участка в этом случае составляет 45–50 мкм. Установлено присутствие равномерно распределенного дисперсного квазиэвтектоида, который сформировался при большой скорости охлаждения и при определенном распределении содержания железа по глубине расплавленной ванны. Наблюдается глобулярная, а не пластинчатая эвтектика. Отсутствует отмечаемая ранее ориентация кристаллитов в направлении теплоотвода.

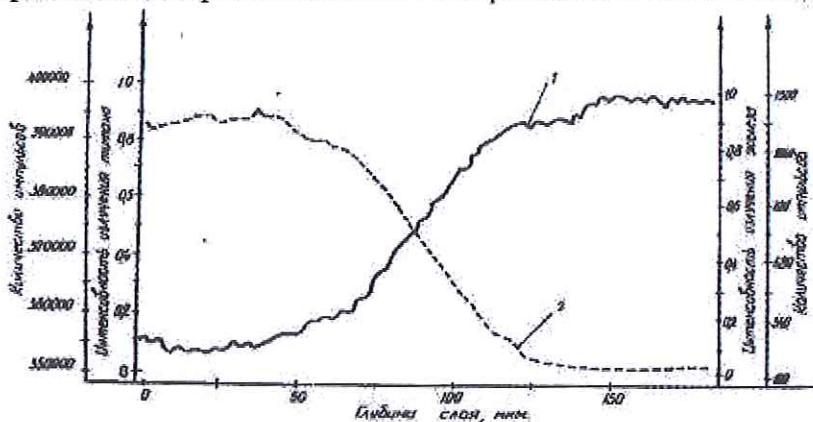


Рисунок 16 - Содержание элементов на различном расстоянии от поверхности титана при ЛПЛ железом ($P=630$ Вт и $V_l=0,5$ мм/с):

1 – титан, 2 - железо

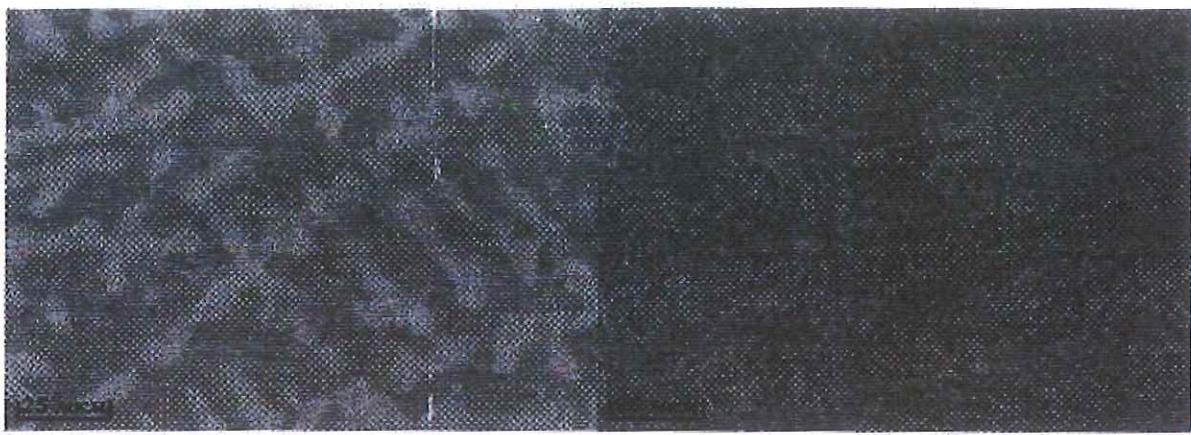
Лазерное легирование поверхности титана железом с мощностью излучения 630 Вт и скоростью перемещения лазерного луча 0,5 мм/с неэффективно из-за достижения слишком высоких температур в эпицентре лазерного воздействия, где формируется структура перегрева с пониженной микротвердостью. Периферийная область лазерного воздействия характеризуется эвтектоидной структурой с повышенным значением микротвердости.

Увеличение скорости перемещения луча лазера приводит к уменьшению глубина зоны оплавления поверхности и увеличивается содержание железа в зоне расплава.

Скорость перемещения лазерного луча 1,66 мм/с обеспечивает образование в зоне расплава квазиэвтектоида мелкодисперсного строения с высокой микротвердостью по всей зоне лазерного воздействия. Образование однородной структуры поверхностного слоя при ЛПЛ, способствует достижению наилучших характеристик механических свойств изделий.

Исследовано лазерное поверхностное легирование (ЛПЛ) медью технически чистого титана BTI-0, микротвердость поверхности которого составляла 1800 МПа. Для нанесения исходного медного слоя толщиной 10 мкм использовался метод вакуумного напыления. Для формирования зоны лазерного легирования медью использовался источник с мощностью $P=160$ Вт, диаметр пятна лазерного луча 2,5 мм, что обеспечивало плотность мощности излучения 32,6 Вт/мм². Скорость перемещения луча V_L по поверхности составляла 1,66 и 2,5 мм/с.

Как показывают металлографические исследования, при $V_L = 1,66$ мм/с в слое, прилегающем к поверхности (поперечный шлиф) в центральной части расплава, наблюдается крупная неоднородная структура сплава (рис.17а), что должно негативно сказываться на физико-механических характеристиках получаемого легированного слоя. На рис 17, светлые области микроструктуры представляют собой области твердого раствора титана в меди, а темные – области, где формируются куприды титана. Средний химический состав светлых областей на рис.17 а составляет Cu + 9,9 ат. % Ti, а темных – Cu+ 70,0 ат. % Ti, что соответствует области концентраций фазы Ti₂Cu. Средний химический состав областей с купридами образца со структурой, соответствующей (рис.17 б), составляет Cu+31,0 ат.% Ti, исходя из которого можно заключить, что здесь формируется фаза TiCu₂.



a)

б)

a) $V_l=1,66$ мм/с; б) $V_l=2,5$ мм/с

Рисунок 17 - Микроструктура поверхности зоны оплавления при толщине медного покрытия 10 мкм

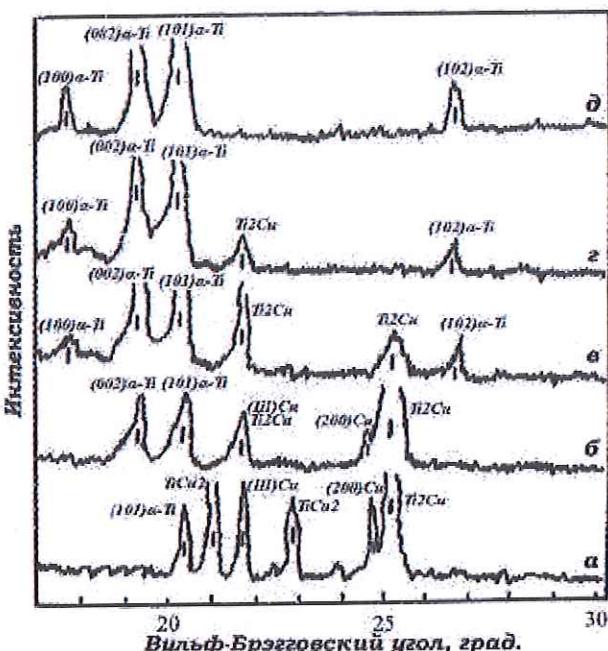
Видно, что мелкодисперсная и однородная структура получается при увеличении скорости перемещения лазерного луча до $V_l=2,5$ мм/с (рис.17 б).

Режим со скоростью 2,5 мм/с обеспечивает получение наиболее однородной структуры зоны оплавления с высоким содержанием меди и повышенными значениями микротвердости 7000 – 7200 МПа.

Качественный рентгенофазовый анализ и микрорентгеноспектральные исследования на поперечных шлифах показали, что интерметаллидные соединения фиксируются в последовательности $TiCu_2$, $TiCu$ (возможно), Ti_2Cu т.е. по мере удаления от поверхности образца наблюдаются интерметаллиды, все более обогащенные титаном и обедненные медью.

Установлено, что медь в зоне оплавления может находиться как в связанном состоянии в интерметаллидных соединениях типа Ti_mCu_n , так и в виде твердого раствора. На рентгенограмме, снятой с поверхности образца, подвергнутого ЛПЛ, имеются отражения от интерметаллидов $TiCu_2$ и Ti_2Cu (рис. 18 а) (при расшифровке рентгенограмм учитывались данные микрорентгеноспектрального анализа). Кроме того, наблюдается весьма интенсивное отражение от Cu (интерференционные линии 111 и 200) и α_{Ti} (интерференционная линия 101). В нижележащих слоях происходит перераспределение в интенсивностях линий, что указывает на изменение фазового состава. Определено, что интерметаллиды Ti_2Cu присутствуют в большом количестве на глубине ~10 мкм (рис. 18 б), что позволяет оценить свойства получаемого покрытия, так как характеристики выявленных интерметаллидов достаточно изучены. Отражения от меди в основном исчезают с глубины более 10 мкм, а последнее отражение из соединений меди с титаном Ti_2Cu зафиксировано на глубине 30–35 мкм (рис.18 г). На глубине более 35 мкм признаков интерметаллидов не обнаружено, а наблюдаются только отражения от

α_{Ti} (интерференционные линии (100), (002), (101) и (102)) (рис.18 д). Для данной системы трудно что-либо определенно сказать об образовании интерметаллида TiCu, так как три его наиболее интенсивные линии совпадают по Вульф-Брэгговскому углу с интенсивными линиями α -фазы титана, меди и соединения TiCu₂. По всей вероятности, интерметаллид TiCu (а возможно и другие куприды) присутствует в зоне легирования на глубинах, имеющих промежуточное значение от исследованных.



а) на поверхности; б) с глубины 10 мкм; в) с глубины 25 мкм; г) с глубины 35 мкм; д) с глубины 40 мкм

Рисунок 18 - Рентгенограммы фазового анализа титана, подвергнутого ЛПЛ медью при $P=160$ Вт и $V_a=2,5$ мм/с

Оценка жаростойкости образцов титана в исходном состоянии и после ЛПЛ медью показала: потеря массы образца титана без ЛПЛ при температуре 250 °C, 500 °C и 800 °C (выдержка 500 ч) составила 4-5,7-8 и 13-15%, а после ЛПЛ медью по режиму с $V_a=2,5$ мм/с, покрытие 10 мкм – 0,5 – 0,8, 2,5-2,8 и 4-5% соответственно.

Испытания на фреттингстойкость показывают, что, например, линейный износ 60 мкм при работе контактной пары достигается в образце из титана без легирования за 2,4 часа, а в образце титана с ЛПЛ медью – за 7,2 часа. Износ 120 мкм – за 2,5 и 8 часов соответственно.

Установленные закономерности позволяют в дальнейшем разработать режимы ЛПЛ титановых сплавов (в том числе и BT22) из двухслойных покрытий (Cu-Al, Cu-Cr), как возможной альтернативы электролитическим и газотермическим покрытиям.

Основные результаты и выводы:

Главным результатом исследовательской работы является решение проблемы повышения надежности гидравлических цилиндров, поглощающих аппаратов и демпферов авиационного назначения за счет разработки технологических режимов термической и поверхностной обработок, позволяющих улучшить структуру и свойства применяемых сталей и сплавов.

1. Установлены причины и механизмы преждевременного разрушения корпусов гидравлических устройств из стали 30ХГСН2А, имевшего место как в ходе приемо-сдаточных испытаний (выявлен вязкий излом статического характера, установлен недостаточный уровень механических свойств корпуса), так и при эксплуатации (выявлен усталостный характер разрушения, установлены повреждения внутренней поверхности корпуса из-за разрушения хромового покрытия штока). Отказы авиационных демпферов обусловлены разрушением хромового покрытия штоков из сплава ВТ22.

2. Установлено, что количественно неконтролируемая в производстве недостаточная степень чистоты стали 30ХГСН2А по азоту в отдельных зонах корпуса, сформированная при выплавке стали и получении горячекатанных прутков, является причиной повышенной склонности к обезуглероживанию и пониженной прокаливаемости, что не позволяет обеспечить требуемый уровень свойств стали после типовой окончательной термической обработки.

3. Предложен скорректированный режим окончательной термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А, предусматривающий назначение сокращенного времени выдержки при температуре закалки (900 °C) - 180 минут и отпуск при температуре 210 °C в течении 180 минут. Данный режим обработки позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств стали при появлении случаев неконтролируемой недостаточной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям.

4. Предложены варианты корректирующей термической обработки корпусов из стали 30ХГСН2А для дополнительного увеличения закаливаемости и прокаливаемости стали. Обработка, предусматривающая увеличение времени пребывания изделий в масле при закалке до значений не менее 90 мин позволяет обеспечить количество годных изделий в партии (отсутствуют при типовой обработке) до 95%.

6. Предложен режим обезводороживания гальванических хромовых покрытий (температура 190-200 °C, время выдержки 300 -360 минут), снижающий их склонность к образованию дефектов при механических воздействиях.

7. Отработаны варианты воздушно-плазменного напыления (APS) и сверхзвукового газопламенного напыления в модификации HVOF износостойких покрытий на установке HVP на сталь 30ХГСН2А и сплав ВТ22, удовлетворяющих

требованиям к покрытиям штоков (твердость не менее 8500 МПа, прочность сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ не менее 40 МПа, пористость не более 10%) из порошков ПС – 85КдХ + 15Х20Н80, Cr₃C₂ – 20NiCr, WC – Co-Cr – 86/10/4. Установлен фазовый состав покрытий, в частности, в карбидохромовом покрытии присутствуют карбиды Cr₃C₂ и Cr₇C₃, в карбидовольфрамовом – WC и W₂C. Предложены режимы APS, позволяющие получать бронзовое покрытие на сплаве ВТ22 с характеристиками, удовлетворяющими требованиям нормативных документов (прочность сцепления $\tau_{\text{сдв}}$ не менее 30 МПа, пористость 0,5-10%), при бронзировании с подслоем покрытия из ПН75Ю23В (ВКНА). Нанесение слоя бронзы без подслоя не обеспечивает требуемый уровень прочности сцепления.

8. Установлено, что оптимальным режимом лазерного поверхностного легирования титана марки ВТ1-0 медью является режим с толщиной медного исходного покрытия 10 мкм и скоростью перемещения лазерного луча $V_u = 2,5$ мм/с при плотности мощности излучения 32,6 Вт/мм². Лазерное поверхностное легирование титана марки ВТ1-0 медью обеспечивает повышение твердости до 7000-7200 МПа и износстойкости повышается и жаростойкость образцов титана в 3-3,2 раза.

9. Установлено, что оптимальным режимом лазерного поверхностного легирования титана марки ВТ1-0 железом является скорость перемещения лазерного луча 1,66 мм/с обеспечивает образование в зоне расплава квазиэвтектоида мелкодисперсного строения с высокой микротвердостью по всей зоне лазерного воздействия. Образование однородной структуры поверхностного слоя при ЛПЛ, способствует достижению наилучших характеристик механических свойств изделий. Лазерное поверхностное легирование титана марки ВТ1-0 железом обеспечивает повышение твердости до 8900-9100 МПа

10. Ряд предлагаемых технологических вариантов успешно применен и апробирован в производстве на предприятии ОАО «АВИААГРЕГАТ». Материалы исследований широко используются в учебном процессе кафедры: «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет».

Начальник бюро термообработки

С.Г. Ганжа

д.т.н., профессор, профессор кафедры
«Металловедение, порошковая металлургия,
наноматериалы»

ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический
университет»

В.С. Муратов